

Ю. А. БАШНИН,
Б. К. УШАКОВ,
А. Г. СЕКЕЙ

ТЕХНОЛОГИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛИ

Допущено Министерством высшего
и среднего специального образования СССР
в качестве учебника для студентов вузов,
обучающихся по специальности «Металловедение, оборудование
и технология термической обработки металлов»



МОСКВА «МЕТАЛЛУРГИЯ» 1986

УДК 669.621.785

Рецензенты: кафедра термической обработки ДМетИ; докт. техн. наук проф. В. А. Займовский

УДК 669.621.785

Технология термической обработки стали. Учебник для вузов. Башнин Ю. А., Ушаков Б. К., Секей А. Г. М.: Металлургия, 1986. 424 с.

Рассмотрены основы технологии термической и химико-термической обработки стали и современные технологические процессы термической обработки основных видов металлопродукции на заводах черной металлургии, типовых деталей и заготовок на машиностроительных заводах.

Для различных типов изделий описаны условия их работы и предъявляемые к ним требования, применяемые стали, место и назначение термической обработки в общем цикле изготовления изделий, режимы и особенности выполнения термической обработки, контроль качества термически обработанных изделий.

Предназначен для студентов вузов, обучающихся по специальности «Металловедение, оборудование и технология термической обработки металлов». Может быть полезен инженерам-металловедам, термистам, литейщикам и специалистам по обработке металлов давлением, работающим со сталями. Ил. 196. Табл. 52. Библиогр. список: 90 назв.

УЧЕБНИК

Юрий Алексеевич Башнин, Борис Константинович Ушаков,
Александр Гезович Секей

ТЕХНОЛОГИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛИ

Редактор издательства Э. М. Щербинина
Художественный редактор Ю. И. Смурьян
Технический редактор С. В. Жуковина
Корректоры: Ю. И. Королева, Н. П. Собко

ИБ № 2636

Сдано в набор 10.12.85. Подписано в печать 24.03.86. Т-08271.
Формат бумаги 60×90¹/₁₆. Бумага писчая. Гарнитура литературная.
Печать высокая. Усл. печ. л. 26,5. Усл. кр.-отт. 26,5. Уч.-изд. л. 30,91. Тираж 14 650 экз.
Заказ № 1. Цена 1 р. 30 к. Изд. № 1009.

Ордена Трудового Красного Знамени издательство «Металлургия»,
119857, ГСП, Москва, Г-34, 2-й Обыденский пер., д. 14.

Ленинградская типография № 6 ордена Трудового Красного Знамени
Ленинградского объединения «Техническая книга» им. Евгения Соколовой
Союзполиграфпрома при Государственном комитете СССР
по делам издательства, полиграфии и книжной торговли.
193144, г. Ленинград, ул. Моисеенко, 10.

Б 2704070000—104
040(01)—86 72—86

ОГЛАВЛЕНИЕ

Предисловие	8
Введение	9
Часть первая. ОСНОВЫ ТЕХНОЛОГИИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛИ	13
Глава I. Место термической обработки в общем цикле производства	13
Контроль качества термической обработки	15
Глава II. Нагрев стали при термической обработке	21
1. Теплотехнические основы нагрева и охлаждения стали при термической обработке	21
2. Нагрев стали в контролируемых атмосферах	24
Глава III. Охлаждение изделий при термической обработке	32
1. Охлаждение в средах, не претерпевающих агрегатных изменений	36
2. Охлаждение в средах, претерпевающих изменение агрегатного состояния в связи с их кипением на горячей поверхности охлаждаемых изделий	41
Глава IV. Внутренние напряжения, деформация и коробление деталей и полуфабрикатов в процессе термической обработки	50
1. Источники внутренних напряжений, временные и остаточные напряжения, принципы расчета	50
2. Деформация заготовок и изделий в процессе термической обработки и меры для ее уменьшения	59
Глава V. Основы технологии термической обработки стали при электронагреве	61
1. Особенности термической обработки стали при быстром нагреве	61
2. Факторы, обеспечивающие высокую конструктивную прочность изделий после закалки при электронагреве	63
3. Использование электроконтактного нагрева для термической обработки стали	64
4. Индукционный нагрев стали при термической обработке и оборудование для его осуществления	65
5. Технология поверхностной закалки при поверхностном индукционном нагреве	74
6. Технология объемно-поверхностной закалки при индукционном нагреве	76
7. Отпуск стали после поверхностной закалки при индукционном нагреве	79
8. Контроль качества закалки	80
9. Рекомендации по разработке технологических процессов термической обработки при индукционном нагреве	81
Глава VI. Основы технологии химико-термической обработки	82
1. Цементация	83
2. Нитроцементация	96
3. Азотирование	99
4. Диффузионное насыщение стали металлами и неметаллами	111
Глава VII. Основы технологии термической обработки крупногабаритных поковок и изделий	115
1. Температурное поле крупных поковок	118
2. Кинетика фазовых превращений	122
3. Характер напряженного состояния	125

4. Водород в крупных поковках	126
5. Флокены в стали	130
6. Технология противфлокеной термической обработки крупных поковок	133
Часть вторая. ТЕХНОЛОГИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛИ НА МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ЗАВОДАХ	136
Глава VIII. Технология термической обработки слитков и непрерывно литых заготовок	137
Глава IX. Технология термической обработки крупных поковок для производства валков горячей прокатки	140
1. Требования, предъявляемые к стали для производства валков горячей прокатки	140
2. Технология термической обработки	141
Глава X. Технология термической обработки сортового проката общего назначения	145
1. Термическая обработка сортового проката из углеродистых инструментальных сталей	148
2. Термическая обработка сортового проката из легированных инструментальных сталей	150
3. Термическая обработка проката из шарикоподшипниковой стали	152
4. Термическая обработка проката из конструкционной стали	154
5. Термическая обработка проката из конструкционной стали для холодного выдавливания и высадки	157
6. Технология термической обработки калиброванной стали	158
Глава XI. Технология термической обработки железнодорожных колес	167
1. Условия эксплуатации и требования, предъявляемые к стальям для производства железнодорожных колес	167
2. Технология термической обработки цельнокатаных железнодорожных колес. Предварительная термическая обработка	169
3. Технология окончательной термической обработки железнодорожных колес	173
Глава XII. Технология термической обработки железнодорожных рельсов	176
1. Условия эксплуатации и требования, предъявляемые к стальям для производства рельсов	176
2. Стали для изготовления рельсов	178
3. Технологический процесс производства железнодорожных рельсов	178
4. Противфлокеной термическая обработка рельсов	179
5. Закалка концов рельсов	181
6. Термическая обработка рельсов по всей длине	184
Глава XIII. Упрочняющая термическая обработка проката	190
1. Технология термической обработки стержневой арматуры	190
2. Общая характеристика горячекатаных арматурных сталей	191
3. Технология термической обработки арматурных сталей с использованием специального нагрева	192
4. Технология термической обработки арматурной стали с использованием тепла прокатного нагрева	193
5. Технология термического упрочнения фасонных профилей проката	196
6. Технология термомеханического упрочнения проката для буровых штанг	197
7. Технология термической обработки стальных катаных помольных шаров	198

Глава XIV. Технология термической обработки листового проката	200
1. Назначение, состояние поставки и контроль листового проката	200
2. Цели и виды термической обработки	202
3. Термическая обработка листового проката из углеродистой стали	203
4. Термическая обработка листового проката из легированных сталей	204
5. Термическая обработка листового проката из двухфазных (мартенситно-ферритных) сталей	210
6. Термическая обработка листов с прокатного нагрева	211
Глава XV. Технология термической обработки труб	213
1. Условия эксплуатации и требования, предъявляемые к сталям для производства труб различного назначения	213
2. Особенности термической обработки труб	212
3. Технология термической обработки труб для добычи нефти и газа	216
4. Технология термической обработки труб для магистральных газо- и нефтепроводов	218
5. Технология термической обработки труб для теплоэнергетики	219
6. Термомеханическая обработка труб	220
7. Контроль качества труб	221
Глава XVI. Технология термической обработки проволоки	222
1. Технологические схемы производства проволоки, цели и виды термической обработки	222
2. Рекристаллизационный отжиг	224
3. Патентирование	226
4. Термическая обработка проволоки из высоколегированных коррозионностойких сталей	229
Часть третья. Технология термической обработки на машиностроительных заводах	230
Глава XVII. Технология термической обработки валков холодной прокатки	230
1. Условия работы и требования к сталям	230
2. Технология предварительной термической обработки	232
3. Технология окончательной термической обработки	235
Глава XVIII. Технология термической обработки поковок для валов роторов турбогенераторов	237
1. Условия работы и требования к сталям	237
2. Технология предварительной термической обработки	239
3. Технология окончательной термической обработки	243
Глава XIX. Основы технологии термической обработки заготовок из конструкционных сталей	248
1. Предварительная термическая обработка для улучшения обрабатываемости резанием	249
2. Предварительная термическая обработка для улучшения обрабатываемости холодным пластическим деформированием	251
3. Улучшение поковок	253
4. Предварительная обработка для исправления крупнозернистой структуры	254
5. Предварительная термическая обработка для повышения свойств готовых изделий, основанная на использовании частиц вторых фаз	256
6. Особенности технологии термической обработки отливок	257
7. Очистка заготовок от окалины	264

Глава XX. Технология термической обработки коленчатых и распределительных валов двигателей внутреннего сгорания . . .	265
1. Термическая обработка коленчатых валов	266
2. Термическая обработка распределительных валов	274
Глава XXI. Технология термической обработки деталей трансмиссии транспортных средств	277
1. Термическая обработка полуосей	278
2. Термическая обработка крестовин карданных передач	281
3. Термическая обработка картеров ведущих мостов	282
Глава XXII. Технология термической обработки шестерен (зубчатых колес)	284
1. Шестерни, упрочняемые объемной закалкой с отпуском	285
2. Шестерни из низкоуглеродистых легированных сталей, упрочняемые химико-термической обработкой	286
3. Шестерни, упрочняемые поверхностной и объемно-поверхностной закалкой при индукционном нагреве	295
4. Газопламенная поверхностная закалка крупномодульных шестерен	301
Глава XXIII. Технология термической обработки деталей подшипников качения	303
1. Условия эксплуатации подшипников	303
2. Стали для изготовления деталей подшипников	304
3. Получение заготовок деталей подшипников	308
4. Маршрутный технологический процесс изготовления деталей подшипников	309
5. Технология предварительной термической обработки поковок	309
6. Технология и оборудование для окончательной термической обработки деталей подшипников из сталей ШХ15, ШХ15СГ и ШХ20СГ	313
7. Объемно-поверхностная закалка деталей железнодорожных подшипников из стали ШХ4 при индукционном нагреве	331
8. Контроль качества термической обработки	322
9. Технология термической обработки деталей подшипников из цементуемых сталей	323
10. Термическая обработка деталей подшипников из коррозионностойких и теплостойких сталей	326
Глава XXIV. Технология термической обработки пружин и рессор	327
1. Условия работы пружин и рессор. Требования к рессорно-пружинным сталям	327
2. Термическая обработка пружин из сталей общего назначения, упрочняемых холодной пластической деформацией с последующим отпуском	330
3. Термическая обработка пружин из сталей общего назначения, упрочняемых закалкой с отпуском	332
4. Технология термической обработки рессор	337
5. Термомеханическая обработка рессор и пружин	341
6. Влияние качества поверхности, обезуглероживания и поверхностной обработки на свойства упругих элементов	343
7. Контроль качества упругих элементов	344
Глава XXV. Технология термической обработки штампов для горячего деформирования	346
1. Условия работы штампов для горячего деформирования	346
2. Стойкость и основные причины выхода из строя штамповых инструментов	348
3. Стали для штампов горячего деформирования	350

4. Технология предварительной термической обработки штампов для горячего деформирования	351
5. Назначение и принципы выбора режимов окончательной термической обработки штампов	353
6. Технология термической обработки крупных штампов	355
7. Технология термической обработки сменного штампового инструмента для горячего деформирования	359
8. Химико-термическая обработка штампов для горячего деформирования	363
Глава XXVI. Технология термической обработки штампов для холодного деформирования	364
1. Условия работы штампов для холодного деформирования. Основные причины выхода из строя тяжелоагрессированных штамповых инструментов	364
2. Стали для штампов холодного деформирования	365
3. Особенности технологии термической обработки штампового инструмента для холодного деформирования	369
4. Химико-термическая обработка штампов для холодного деформирования	374
Глава XXVII. Технология термической обработки режущих инструментов	375
1. Стали для режущих инструментов	375
2. Контроль качества инструментальной стали в состоянии поставки	379
3. Маршрутная технология изготовления режущего инструмента	380
4. Технология предварительной термической обработки заготовок	381
5. Закалка инструмента	385
6. Контроль процесса закалки и качества инструмента	399
7. Отпуск инструментов	400
8. Очистка и антикоррозионная обработка инструмента	403
9. Дефекты термической обработки. Предотвращение и устранение деформации при термической обработке	403
10. Окончательный контроль термически обработанного инструмента	406
11. Термическая обработка крепежной части инструмента	407
12. Дополнительная термическая обработка инструмента после шлифования и заточки	408
Глава XXVIII. Основы технологии термической обработки с применением высококонцентрированных источников энергии	412
1. Термическая обработка с использованием лазеров	413
2. Поверхностная закалка посредством электронного луча	419
Предметный указатель	421

ПРЕДИСЛОВИЕ

Курс «Металловедение, технология термической обработки и оборудование термических цехов» изучают после таких дисциплин, как теория термической обработки, механические и физические свойства. Он является завершающим в подготовке инженеров по специальности «Металловедение, оборудование и технология термической обработки металлов».

Термическую обработку широко применяют в металлургии, машиностроении и других важнейших отраслях промышленности. Она является неотъемлемым элементом технологического процесса производства полуфабрикатов, изделий, конструкций и инструментов, определяет их надежность и долговечность в условиях эксплуатации.

Велика роль термической обработки в решении народнохозяйственной задачи по уменьшению металлоемкости изделий. Дальнейшее совершенствование технологических процессов термической обработки будет в значительной степени определять производительность труда, себестоимость готовой продукции, экономию материальных и энергетических ресурсов.

В связи с этим к инженеру специальности «Металловедение, оборудование и технология термической обработки металлов» предъявляются все более высокие требования, связанные с умением выбора и разработки наиболее эффективных технологических процессов термической обработки.

Широкое использование электронно-вычислительной техники позволит в значительной степени сократить сроки проектирования новых технологических процессов термической обработки, дать объективный анализ действующей технологии и разработать меры по ее дальнейшему совершенствованию.

Гл. I, IV, VII, IX, XI, XV, XVII, XVIII написаны Ю. А. Башниным. Гл. II и V Ю. А. Башниным и Б. К. Ушаковым, гл. III, VI, XIV, XVI, XIX—XXVIII Б. К. Ушаковым, гл. VIII, X, XII, XIII — А. Г. Секеем.

Авторы выражают благодарность сотрудникам кафедры термической обработки металлов Днепропетровского металлургического института, руководимой профессором доктором технических наук И. Е. Долженковым, профессору доктору технических наук В. А. Займовскому за внимательное рассмотрение рукописи, замечания и пожелания которых позволили улучшить структуру и характер изложения материала.

Авторы также благодарят коллектив кафедры металловедения и термической обработки металлов Московского вечернего металлургического института за помощь, оказанную в подготовке рукописи к изданию.

ВВЕДЕНИЕ

Термическая обработка использовалась людьми еще в древности. Археологические находки и письменные источники свидетельствуют о применении рекристаллизационного отжига меди, закалки стальных мечей, цементации мечей, ножей, инструментов путем нагрева под ковку в древесном угле с последующим быстрым охлаждением.

В те времена термическая обработка была своего рода искусством, ремеслом, доступным лишь немногим мастерам, и выполнялась по рецептам, основанным на многовековом опыте обработки металла. Не зная внутреннего строения металла и процессов, происходящих при его нагреве и охлаждении, люди нередко утрачивали эти рецепты, как случилось, например, с обработкой булатной стали.

Быстрое развитие техники в XIX в. потребовало создания научных основ производства и обработки металла, превращения термической обработки из ремесла в науку. В России у истоков этих работ стояли видные ученые и инженеры П. Г. Соболевский, С. И. Бадаев, П. П. Аносов, А. С. Лавров, Н. В. Калауцкий и др. Решающий вклад в создание научных основ термической обработки внес великий русский ученый Д. К. Чернов. Его труды послужили фундаментом для всего последующего развития термической обработки.

Большинство из используемых в настоящее время технологических процессов термической обработки были разработаны или коренным образом усовершенствованы на научной основе уже в текущем столетии. В прогресс теории и технологии термической обработки большой вклад внесли отечественные ученые. Так, работами Н. П. Чижевского были заложены основы процесса азотирования. Н. И. Беляевым предложены быстрорежущие стали с небольшим содержанием вольфрама.

Бурное развитие теории и практика термической обработки получила после Великой Октябрьской социалистической революции. В 30-х годах сформировались основные научные коллективы и школы, возглавляемые Н. А. Минкевичем, С. С. Штейнбергом, Н. Т. Гудцовым, Г. В. Курдюмовым, А. А. Бочваром, были выполнены многие важные исследования и технологические разработки. В частности, Н. А. Минкевичем проведены исследования по газовой цементации и нитроцементации стали, С. С. Штейнбергом изучены закономерности превращения аустенита при охлаждении и предложены режимы изотермического отжига заготовок и изотермической закалки деталей. А. П. Гуляевым разработан способ обработки инструмента холодом.

В предвоенные годы В. П. Вологдиным были выполнены основополагающие работы по созданию оборудования и технологии термической обработки при индукционном нагреве. Им была пред-

ложена и опробована индукционная поверхностная закалка коленчатых валов двигателей, шестерен, прокатных валков, концов рельсов, швейных игл и других изделий; индукционная пайка твердосплавных пластин.

В период Великой Отечественной войны в кратчайшие сроки в восточных районах страны были созданы новые производства с термическими цехами и отделениями, в труднейших условиях было предложено множество технологических решений, освоена обработка новых сталей и сплавов, что внесло достойный вклад в производство первоклассной боевой техники. В частности, Н. А. Минкевичем и С. К. Ильинским был разработан и внедрен процесс газовой цементации с непосредственной закалкой вместо цементации в твердом карбюризаторе, С. Т. Кишкиным и Н. М. Скляровым создана новая сталь для авиационной брони и технология ее термической обработки, сотрудниками АвтоЗИСа под руководством А. Д. Асонова разработан новый технологический процесс газовой нитроцементации с изотермической закалкой в безмуфельных агрегатах, предложены стали 18ХГТ и 30ХГТ; на ЧТЗ и УралЗИСе разработана и освоена термическая обработка при индукционном нагреве ответственных деталей танков и автомобилей (В. П. Вологдин, К. З. Шепеляковский и др.).

В послевоенные годы советские ученые и инженеры внесли большой вклад в создание и развитие современных технологических процессов термической обработки. В частности, была предложена и освоена поверхностная закалка прокатных валков при индукционном нагреве, выполнены основополагающие работы по структурной наследственности стали (В. Д. Садовский), разработаны и научно обоснованы различные схемы термомеханической обработки (М. Л. Бернштейн), созданы новые процессы химико-термической обработки (Д. А. Прокошкин, А. Д. Асонов, Ю. М. Лахтин), разработан метод объемно-поверхностной закалки при индукционном нагреве (К. З. Шепеляковский), внесены значительные усовершенствования в технологию термической обработки инструмента (Ю. А. Геллер, Е. А. Смольников), разработаны теоретические основы создания и применения контролируемых газовых атмосфер (А. А. Шмыков). Под руководством К. Ф. Стародубова были созданы теоретические и технологические основы термического упрочнения проката. ЦНИИЧМ совместно с металлургическими заводами успешно осваивается технология контролируемой прокатки.

Современное состояние термической обработки характеризуется все возрастающими темпами совершенствования существующих и создания новых технологических процессов и оборудования.

Ввиду дефицитности большинства легирующих элементов, а также с целью экономного расходования металла необходимо наиболее полное использование возможностей углеродистых и

рационально легированных сталей за счет повышения их чистоты и металлургического качества, совершенствования процессов объемной и поверхностной термической обработки, дальнейшего развития процессов поверхностного легирования и упрочнения с использованием новых способов нагрева (лучом лазера, электронным лучом, в тлеющем разряде и др.) и вакуумных процессов. Это, как правило, приводит к усложнению и удорожанию собственно термической обработки, однако достигаемое благодаря этому повышение качества деталей машин и другой металлопродукции обеспечивает в целом большой народнохозяйственный эффект. Современное термическое производство характеризуется высокой точностью регулирования технологических параметров, комплексной механизацией и автоматизацией технологического цикла. В настоящее время осваивают комплексное программное автоматическое управление всеми технологическими параметрами термической обработки, микропроцессорную технику, ЭВМ, а также гибкие автоматизированные системы.

Для ведущих отраслей народного хозяйства металлургии и машиностроения характерны высокие темпы развития.

Важнейшими направлениями дальнейшего повышения эффективности производства и качества продукции являются интенсификация производства, дальнейшее ускорение научно-технического прогресса, эффективное использование природных, материальных и трудовых ресурсов. В решении этих задач важную роль призвана сыграть термическая обработка.

Черная металлургия СССР занимает ведущее место в мире по объему производства основных видов металлургической продукции и в значительной степени определяет прогресс в развитии материально-технической базы.

Прокат черных металлов является одним из основных конструкционных материалов в промышленности, строительстве, транспорте. Удовлетворение потребности в металле должно решаться не столько за счет количественного прироста объема его производства, сколько за счет улучшения качества металлопродукции. На металлургических заводах упрочняющей термической обработке подвергают толстолистовой прокат, рельсы, цельнокатаные железнодорожные колеса, стержневую арматурную сталь. В дальнейшем предусматривается существенное увеличение выпуска термически и термомеханически упрочненного проката, для чего необходимо совершенствование существующих и разработка новых прогрессивных технологических процессов термической обработки. Повышение качества металлургической продукции массового назначения позволяет экономить значительное количество металла.

Применительно к классу строительных сталей, объем производства которых непрерывно растет, перспективным методом упрочнения, а следовательно, уменьшения металлоемкости готовой продукции является контролируемая прокатка.

Заслуживает также внимания закалка холоднокатаных листов для автомобильной промышленности из двухфазного (аустенит + феррит) состояния, что позволяет после штамповки повысить прочность и сэкономить значительное количество металла.

Термомеханическое упрочнение в потоке стана позволяет непосредственно использовать в машиностроении такую металлургическую продукцию, как трубы, гнутые и фасонные профили, буровые и нефтенасосные штанги и др.

В последние годы термическая обработка на машиностроительных заводах развивается быстрыми темпами. Уровень применяемых технологических процессов и оборудования качественно изменился. Все более широко используются новые технологические процессы с автоматическим управлением.

К перспективным процессам необходимо отнести ионное азотирование, газовую цементацию и нитроментацию, карбонитрацию, вакуумный нагрев, термомеханическую обработку по различным схемам, использование тепла горячей пластической деформации, использование в качестве источника нагрева токов высокой и промышленной частоты, высококонцентрированных источников энергии (лазеры, поток электронов).

Научно обоснованный анализ существующих технологических операций термической обработки и их сравнительная экономическая оценка достоинств и недостатков являются необходимой предпосылкой для их дальнейшей оптимизации, совершенствования и развития.

Учебник написан на основе большого количества литературных источников, опыта передовых предприятий, собственного опыта авторов, а также многолетнего опыта чтения данного курса в Московском вечернем металлургическом институте.

**МЕСТО ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ
В ОБЩЕМ ЦИКЛЕ ПРОИЗВОДСТВА**

Термическая обработка металлов и сплавов представляет собой совокупность технологических операций, связанных с нагревом, выдержкой и охлаждением.

Технологический процесс термической обработки — это совокупность последовательно или одновременно выполняемых технологических операций (вспомогательных, основных, дополнительных).

Цель термической обработки — изменение в нужном направлении механических, физико-химических и технологических свойств без изменения основных размеров и формы деталей или заготовок.

Таким образом термическая обработка является технологическим процессом, в результате которого изделия из металлов и сплавов приобретают свойства, отличные от тех, которыми они обладают до проведения термической обработки. По образному выражению академика Н. Т. Гудцова «Термическая обработка есть обработка свойств стали». Термическая обработка осуществляется на оборудовании, которое устанавливают либо в отдельных термических цехах, либо в отделениях термической обработки, например при литейных, прокатных, кузнечно-штамповочных, инструментальных цехах, а также в потоке механической обработки.

Термической обработкой можно в широком диапазоне изменять прочность, жаропрочность, пластичность, вязкость, технологические свойства (ковкость, штампуемость, обрабатываемость резанием, шлифуемость, свариваемость, прокаливаемость, теплоустойчивость), магнитные, электрические, коррозионные, тепловые и оптические свойства.

Термическая обработка повышает конструкционную прочность — надежность и долговечность материала конструкции, узла, детали в процессе их эксплуатации. Номенклатура деталей, подвергаемых термической обработке, весьма велика — от миниатюрных деталей в прецизионных приборах до крупных отливок и поковок. Термическая обработка оказывает существенное влияние на трудоемкость и себестоимость смежных операций производства. При этом себестоимость самой термической обработки не превышает 2—4 % полной себестоимости. Термическая обработка может осуществляться как на стадии заготовительной, так и обрабатывающей. На рис. 1 представлена схема применения термической обработки при различных способах изготовления

деталей и полуфабрикатов. Приведем примеры технологического маршрута производства колец подшипников качения из прутков (сталь ШХ15): 1. Изготовление кольцевых заготовок методом горячей пластической деформации. 2. Предварительная термическая обработка (отжиг на зернистый перлит) для улучшения обрабатываемости резанием и подготовки структуры к последующей основной термической обработке. 3. Предварительная механическая обработка (точение). 4. Окончательная упрочняющая термиче-

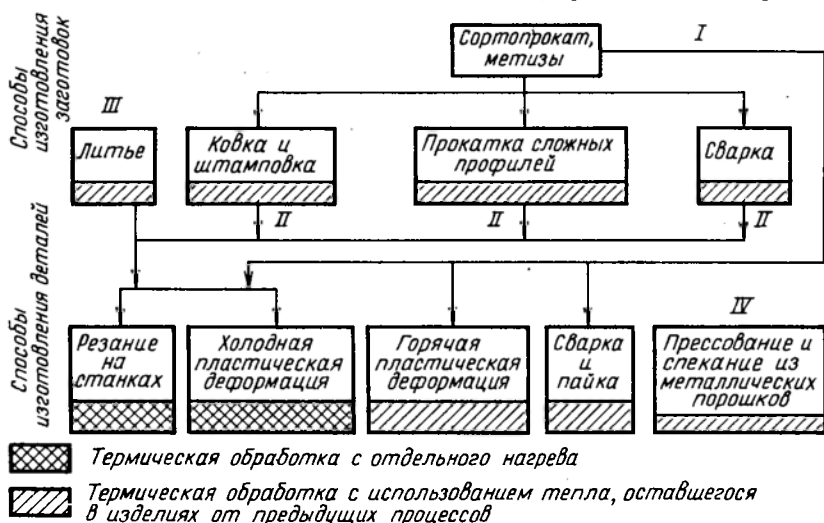


Рис. 1. Применение термической обработки при различных способах изготовления деталей и заготовок (А. Г. Солодихин; В. П. Калинин);

I — непосредственно из сортового проката или метизов; II — из заготовок; III — из отливок; IV — из металлических порошков

ская обработка (закалка с низким отпуском). 5. Окончательная механическая обработка (шлифование). 6. Дополнительная термическая обработка (низкотемпературный отжиг для уменьшения остаточных напряжений после шлифования). 7. Окончательный контроль и передача колец на сборку подшипников.

Технологический маршрут производства рельсов: 1. Горячая прокатка. 2. Порезка на мерные длины. 3. Противовлокенная термическая обработка. 4. Правка. 5. Механическая обработка (фрезерование торцов и сверление болтовых отверстий). 6. Термическая обработка (поверхностная закалка с самоотпуском с индукционного нагрева по всей длине). 7. Контроль качества.

Место термической обработки в общем технологическом процессе должно определяться в процессе разработки технологии производства данной детали, заготовки. Такая работа осуществляется технологами — термистами совместно с технологами смежных производств и конструкторами. При этом следует учитывать размеры, форму, массу изделий или заготовок, требования по

свойствам, вытекающие из условий эксплуатации, особенности термической обработки и, наконец, возможность формообразования до и после термической обработки.

На заготовительной стадии термической обработке обычно подвергают заготовки небольших размеров из легированных сталей с целью снижения твердости. На промежуточном этапе термической обработке подвергают детали больших размеров, термическая обработка которых на стадии заготовительной не обеспечивает необходимой прокаливаемости. На завершающем этапе производства термической обработке подвергают, как правило, изделия, для которых не требуется высокая геометрическая точность.

Таким образом разработка технологии термической обработки должна осуществляться на ранней стадии — стадии инженерных расчетов, выбора конструкций и материала. На рис. 2 представлена схема расчетно-конструкторских и технологических этапов для упрочнения элементов машин и приборов.

На рис. 3 представлена общая классификация процессов термической обработки, составленная на основе рекомендаций Постоянной Комиссии СЭВ по сотрудничеству в области стандартизации.

При разработке технологических процессов термической обработки необходимо уделять достаточное внимание вопросам безопасности труда как неотъемлемой части технологии, а также охране окружающей среды.

Контроль качества термической обработки

Качество продукции формируется в процессе всего цикла производства и в этой связи возникает необходимость в управлении качеством.

Таким образом, контроль качества термической обработки является мощным средством совершенствования технологического процесса.

В соответствии с ГОСТ 7342—79 техническим контролем называется проверка соответствия процессов, определяющих качество продукции и их результатов техническим требованиям. Таким образом объектом контроля являются исходные материалы, технологические процессы термической обработки, а также качество готовой продукции. Контроль должен быть систематическим, достаточно точным и надежным.

Брак при термической обработке может явиться следствием наличия в готовых изделиях либо полуфабрикатах дефектов чисто металлургического происхождения (волосовины, усадочная раковина, чрезмерная ликвация), дефектов горячей или холодной пластической деформации и, наконец, следствием нарушения действующей технологии термической обработки.

Качество термической обработки может характеризоваться микроструктурой металла, механическими, физическими, технологическими и другими специальными свойствами.

Контроль осуществляется в соответствии с техническими условиями (ТУ), в которых перечислены объекты, подлежащие проверке, контролируемые характеристики и методические средства контроля, процент контроля от партии, садки, допускаемый разброс в свойствах, а также в соответствии с ГОСТом. Контроль может быть выборочным и стопроцентным.

Во многих случаях большое влияние на эксплуатационную стойкость готовых изделий оказывает состояние поверхности, на-

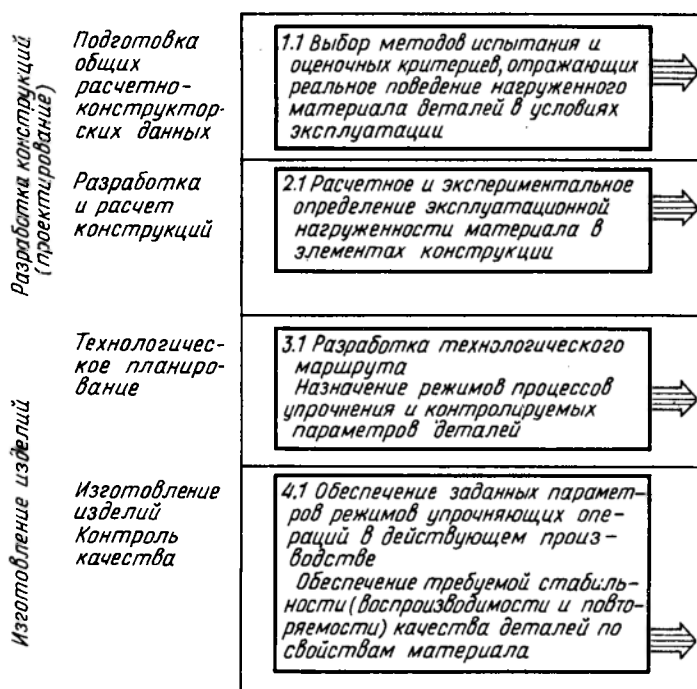


Рис. 2. Схема основных расчетно-конструкторских и технологических

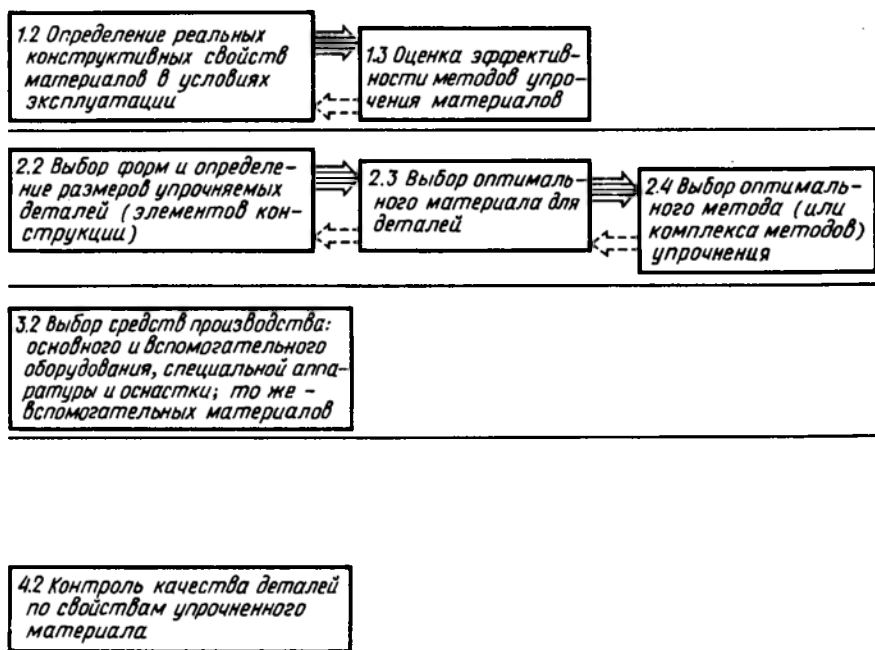
личие шероховатости. Поверхностные дефекты в значительной степени снижают долговечность изделий, подвергаемых в процессе эксплуатации знакопеременным нагрузкам. Все это, естественно, требует весьма тщательного контроля состояния поверхности.

В практике термической обработки находят широкое применение статистические методы контроля, основанные на теории вероятности и математической статистике.

Обычно статистический контроль в производстве осуществляется в следующих основных формах: а) входной контроль для оценки качества поступающего материала и полуфабрикатов (сталь, поковки, отливки); б) технологический контроль качества продукции на отдельных стадиях производства; в) выходной кон-

троль качества выпускаемой продукции. Статистическая обработка нужна в тех случаях, когда необходимо знать стабильность данного технологического процесса термической обработки. С возможностями использования аппарата математической статистики в области управления качеством продукции можно ознакомиться в специальной литературе.

Наиболее целесообразно указанные методы использовать в условиях крупносерийного производства.

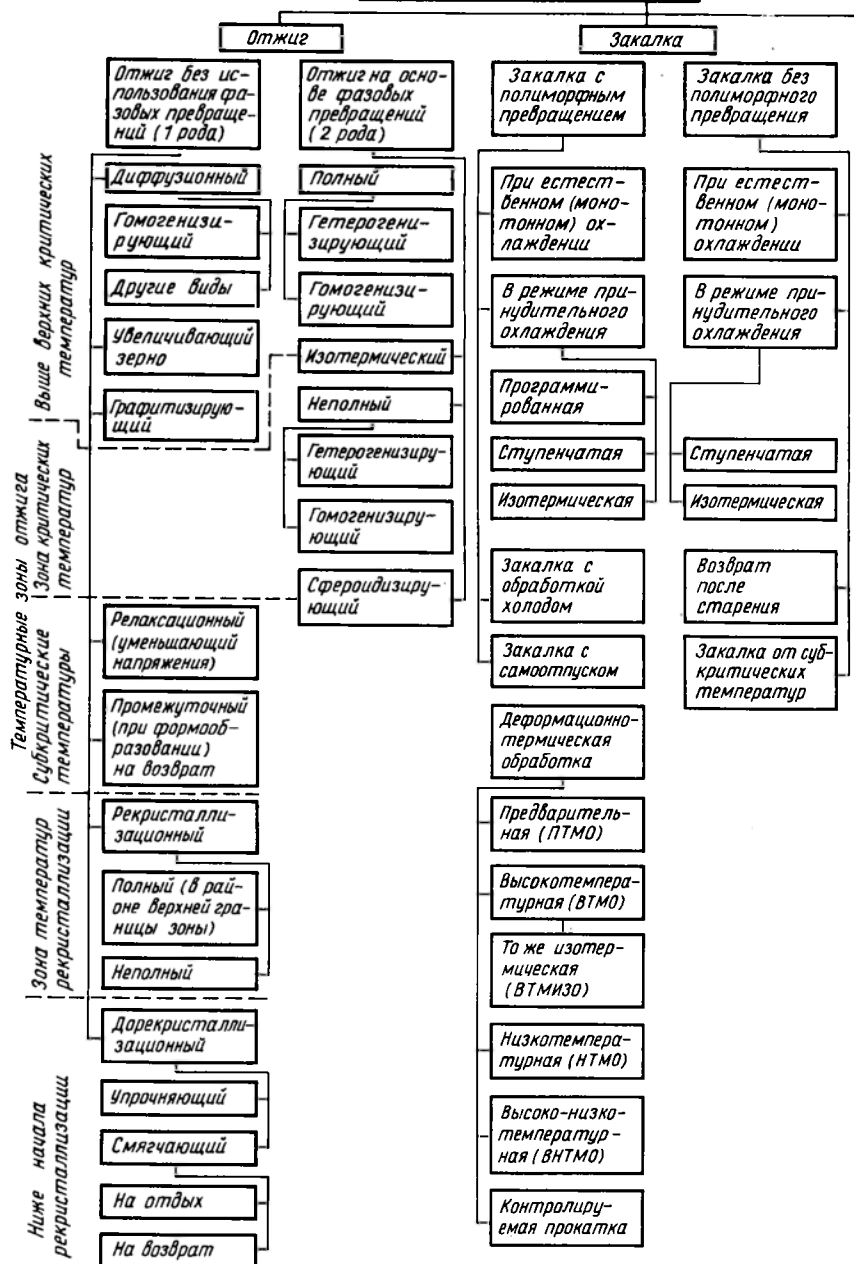


этапов для упрочнения элементов машин и приборов

Если результаты контроля, полученные при повторных измерениях на различных деталях или полуфабрикатах, представить в виде функции частоты, то в общем случае получаем нормальное гауссовское распределение (количество изделий, % — значение проверяемого свойства) (рис. 4). Качество термической обработки при этом будет характеризоваться: а) отклонением a ожидаемой величины контролируемого свойства $y(x)$ (максимум частоты) от заданной по техническим условиям x_n ; б) распределением фактических значений вокруг математически ожидаемой величины через рассеяние s .

Изделия, свойства которых лежат за пределами допуска по техническим условиям от x_2 до x_1 , являются бракованными. Их

Собственно термическая обработка



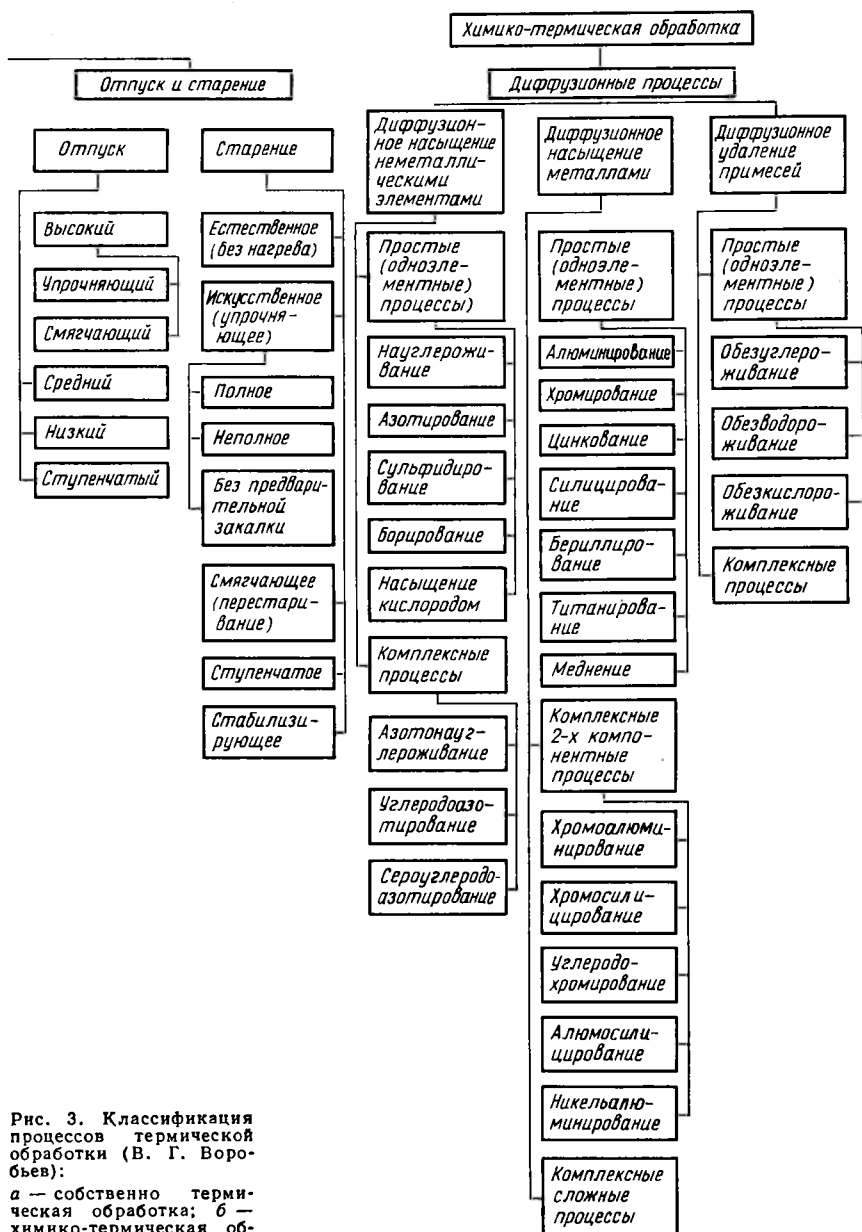


Рис. 3. Классификация процессов термической обработки (В. Г. Воробьев):
 а — собственно термическая обработка; б — химико-термическая обработка

доля в определении степени определяет экономическую эффективность данного технологического процесса.

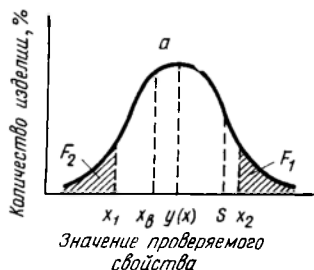


Рис. 4. Схема оценки качества технологического процесса термической обработки при массовом производстве:

$\bar{y}$ — заданный уровень свойства;
 $y(x)$ — математическое ожидание;
 a — отклонение заданного значения от $y(x)$; $F_1 + F_2$ — брак

Гарантированный уровень и высокое качество готовой продукции в поточном производстве при минимальных материальных и энергетических затратах можно обеспечить рациональной технологией термической обработки, контролем основных параметров технологического процесса с максимальным использованием средств неразрушающего контроля. Необходимо, чтобы неразрушающие методы контроля на металлургических и машиностроительных заводах стали активным средством воздействия на весь производственный про-

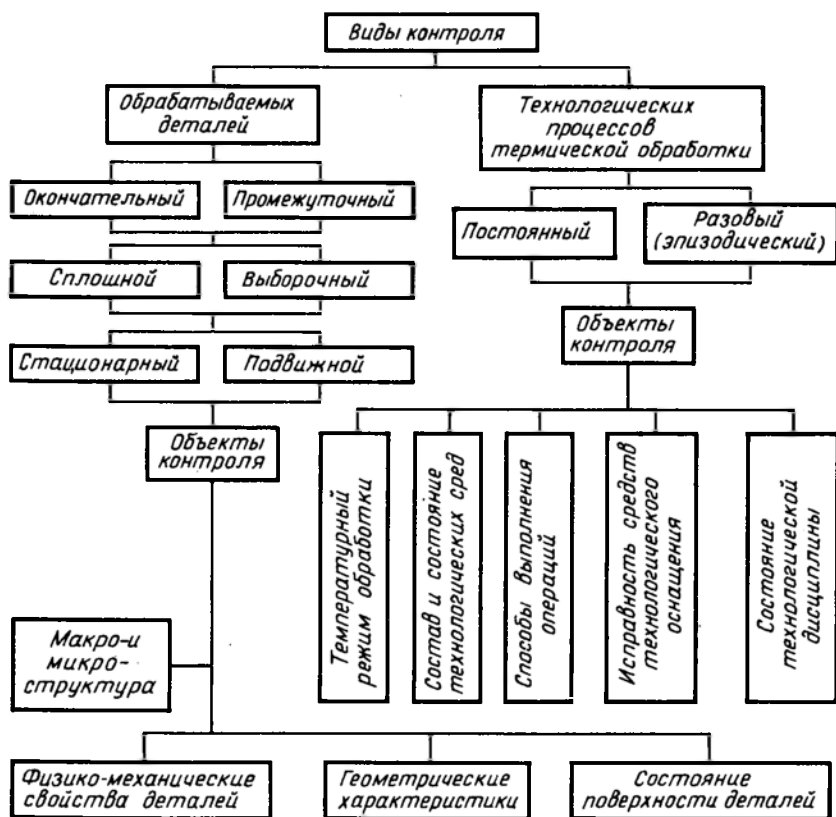


Рис. 5. Виды технического контроля качества термической обработки (А. Г. Солодихин, В. П. Калинин)

цесс. Приборы и установки контроля необходимо встраивать непосредственно в технологический процесс, что позволит осуществлять контроль качества продукции при полной автоматизации контроля с использованием ЭВМ.

На рис. 5 представлены виды технического контроля качества термической обработки.

РЕКОМЕНДАТЕЛЬНЫЙ БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

Воробьев В. Г. — В кн.: Термическая обработка в машиностроении: Справочник. М.: Машиностроение, 1980, с. 63—79.

Контроль качества термической обработки стальных полуфабрикатов и деталей: Справочник. Под общей редакцией Кальнера В. Д. М.: Машиностроение, 1984. 210 с.

Металловедение и термическая обработка стали: Справочник. Том I под редакцией Бернштейна М. Л., Рахштадта А. Г. М.: Металлургия, 1983. 348 с.

Смирнов Н. А. Современные методы анализа и контроля продуктов производства. М.: Металлургия, 1985. 180 с.

Солодихин А. Г., Калинин В. П. Экономика, организация и планирование производства в термических цехах. М.: Машиностроение, 1978. 263 с.

Шенк Х. Теория инженерного эксперимента: Пер. с англ. М.: Мир, 1972. 120 с.

Глава II

НАГРЕВ СТАЛИ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

1. Теплотехнические основы нагрева и охлаждения стали при термической обработке

Термическая обработка включает три основные технологические операции: нагрев с определенной интенсивностью на различных этапах до заданной температуры, выдержку для прогрева изделия либо садки и обеспечения необходимой полноты протекания фазовых и структурных превращений и, наконец, определенный характер охлаждения.

Необходимо различать возможную скорость нагрева от допустимой. Возможная скорость нагрева определяется конструкцией и мощностью нагревательного устройства (печи), способом передачи тепла, начальной температурой в рабочем пространстве, массой садки, характером расположения изделий в садке. Допустимая скорость нагрева будет определяться составом стали, способом производства изделий (литье, деформация), наличием в этой связи остаточных напряжений, формой и размерами изделий и др.

В связи с тем, что изменение структуры, а следовательно, и свойств материала определяется изменением температуры в функции времени, очень важным элементом технологии термической обработки является способ передачи тепла нагреваемому изделию,

характер распределения температуры по его сечению. Теплотехнические расчеты нагрева металла изучают в специальном курсе «Нагревательные устройства». В этой связи в данном разделе рассмотрены только физические основы процесса нагрева.

В нагревательных устройствах теплоносителями являются газы и жидкость, которые и осуществляют тепловой контакт с поверхностью изделий. Основными формами теплообмена, определяющими нагрев в газовой среде, является конвективный обмен и лучеиспускание (тепловое излучение). Интенсивность теплообмена между твердым телом и средой характеризуется коэффициентом теплоотдачи α . По закону Ньютона удельный тепловой поток на поверхности нагреваемого тела q связан с коэффициентом теплоотдачи следующим выражением: $q = \alpha (t_1 - t_2)$, где t_1 температура среды, °C; t_2 — температура поверхности нагреваемого изделия, °C.

На практике возможны три случая нагрева изделий: 1) нагрев при постоянной температуре среды и переменном в этой связи тепловом потоке; 2) нагрев при переменной температуре среды и постоянном тепловом потоке; 3) нагрев при переменной температуре среды и переменном тепловом потоке.

Первый случай характерен для нагрева в печах периодического действия, в которых тепло к нагреваемому изделию передается в основном за счет лучеиспускания в электрических печах с небольшими размерами рабочего пространства и искусственной циркуляцией воздуха и в печах-ваннах.

Второй случай может наблюдаться при нагреве в методических печах с преобладанием теплообмена за счет лучеиспускания, а также в печах периодического действия при резком снижении температуры печи в момент загрузки массивной садки холодных изделий.

Третий случай нагрева характерен для печей с большими размерами рабочего пространства и конвективным теплообменом.

При определении времени нагрева конкретных изделий необходимо знать в первом случае коэффициент теплоотдачи и температуру печи, во втором удельный тепловой поток на поверхности нагреваемого изделия, в третьем — коэффициент теплоотдачи и температурное поле печи.

В процессе нагрева необходимо учитывать так называемое внешнее и внутреннее сопротивление. Под внутренним сопротивлением материала понимается отношение характерного геометрического размера X нагреваемого изделия к коэффициенту теплопроводности λ , под внешним сопротивлением понимают величину обратную коэффициенту теплоотдачи α .

Отношение внутреннего сопротивления X/λ к внешнему $1/\alpha$ есть величина безразмерная и называется критерием Био (Bi):

$$Bi = (X/\lambda) : (1/\alpha) = (\alpha/\lambda) \cdot X.$$

Под характерным геометрическим размером изделия X понимают: для пластины — половина ее толщины при двустороннем нагреве и полная толщина при одностороннем нагреве; для шара — его радиус. Как следует из приведенного уравнения с увеличением геометрического размера тела и коэффициента теплоотдачи критерий Био возрастает, следовательно, растет температурный перепад по сечению нагреваемого изделия.

При стремлении величины Bi к нулю внутренним термическим сопротивлением можно пренебречь, в этом случае нагрев будет определяться условиями теплообмена. При определении продолжительности нагрева температурный перепад по сечению очень мал и его можно не учитывать. Такие изделия называют «тонкими» в тепловом отношении. В том случае, когда температурный перепад по сечению изделия соизмерим с температурой на поверхности, такие изделия получили название «массивные».

В соответствии с указанным делением нагреваемые изделия можно отнести к «тонким» при значении $Bi \leq 0,25$, при $Bi > 0,5$ к «массивным». Деление нагреваемых изделий на «тонкие» и «массивные» определяется не только их геометрическими размерами, но и в не меньшей степени теплофизическими свойствами. При определении продолжительности нагрева, а в общем виде температурного поля садки либо изделия необходимо учитывать способ передачи тепла от источника к изделию и передачи тепла внутрь самого нагреваемого изделия. Необходимо при этом кроме геометрических размеров учитывать зависимость теплофизических свойств нагреваемого материала от температуры.

В инженерных расчетах одномерного температурного поля, как правило, рассматривается упрощенная задача, при которой теплообмен происходит между источником нагрева с заданной температурой и садкой. При этом садку представляют в виде изделия с определенным геометрическим размером. Сложный теплообмен разбивают на отдельные виды, а затем суммируют. Расчет проводят с использованием ЭВМ.

Примеры тепловых расчетов приведены в специальной литературе. Особенности нагрева за счет внутреннего источника тепла (индукционный нагрев) рассмотрены в гл. V.

Температура нагрева определяется составом стали и ее назначением. Температура нагрева, состав стали, форма и размеры изделий оказывают влияние на технологию нагрева.

Подробно эти вопросы анализируются при рассмотрении технологии термической обработки конкретных изделий и полуфабрикатов. Продолжительность выдержки определяется с одной стороны необходимостью прогрева изделия (садки), с другой — необходимостью завершения фазовых превращений. При нагреве под закалку изделий из углеродистых и низколегированных сталей выдержка в основном необходима для сквозного прогрева изделий, так как диффузионные процессы протекают весьма интенсивно. Для изделий из легированных сталей продолжитель-

ность выдержки составляет примерно 0,25 от времени сквозного нагрева. Естественно, что продолжительность выдержки будет определяться температурой нагрева: чем она выше, тем меньше продолжительность.

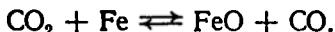
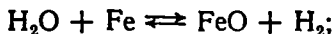
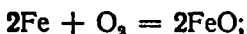
2. Нагрев стали в контролируемых атмосферах

При нагреве стали на воздухе без применения специальных сред в результате взаимодействия между газами атмосферы печи и поверхностью стали происходит ее окисление и обезуглероживание. Это приводит к неконтролируемому изменению состава и свойств поверхностных слоев стальных изделий, потерям металла в связи с образованием окалины, необходимости дополнительных операций по очистке поверхности, увеличению припусков на механическую обработку.



Рис. 6. Кривые равновесия реакций $\text{Fe} + \text{CO}_2 \rightleftharpoons \text{FeO} + \text{CO}$ (1) и $\text{Fe} + \text{H}_2\text{O} \rightleftharpoons \text{FeO} + \text{H}_2$ (2)

Окисление обусловлено взаимодействием стали с кислородом и содержащими кислород газами печной атмосферы (H_2 , CO_2) и заключается в образовании окислов железа FeO , Fe_3O_4 , Fe_2O_3 . Особенно интенсивно эти процессы происходят при температуре выше 570°C . Рассмотрим примеры возможных реакций взаимодействия при температуре выше 570°C :

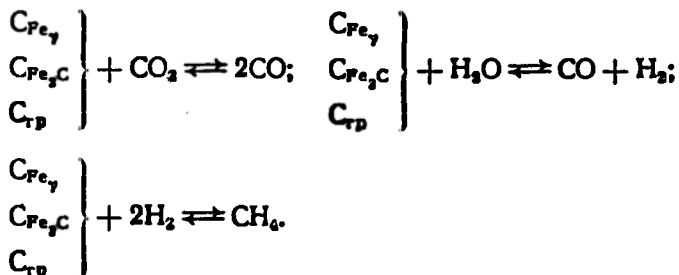


Реакции окисления железа кислородом при температурах термической обработки практически необратимы, поэтому присутствие даже небольших количеств кислорода в печных атмосферах весьма вредно.

Сильное влияние на окислительную способность газовых атмосфер оказывают сернистые соединения SO_2 и H_2S . Они понижают температуру плавления окислов железа, окалина при нагреве оплаывается и обнажает все новые слои металла, интенсифицируя окисление и увеличивая потери металла. Поэтому содержание этих газов не должно превышать 0,005 %.

Кривые равновесия реакций окисления—восстановления железа с CO_2 — CO и H_2O — H_2 приведены на рис. 6. Эти кривые позволяют определить направление процессов взаимодействия в зависимости от температуры и состава атмосферы и позволяют тем самым оценить условия, определяющие возможность безокислительного нагрева.

Обезуглероживание происходит в результате взаимодействия газов с углеродом, растворенным в аустените ($C_{Fe-\gamma}$) либо содержащимся в цементите (C_{Fe_3C}) или в графите ($C_{гр}$) по следующим реакциям:



При содержании в газовой среде CO , CO_2 , H_2 , H_2O ее состав регулируется реакцией водяного газа $CO_2 + H_2 \rightleftharpoons CO + H_2O$.

Совместное протекание перечисленных взаимодействий и определяет в итоге поведение стали при нагреве. Это является основой для выбора состава атмосфер, позволяющих избежать окисления и обезуглероживания стали, либо осуществлять изменение химического состава нагреваемых стальных изделий в нужном направлении, т. е. выполнять различные операции химико-термической обработки.

Для предотвращения окисления и обезуглероживания стальных изделий при термической обработке используют различные приемы и методы, в частности при термической обработке инструмента широко применяют соляные ванны, упаковку штампов с защитой их рабочих поверхностей карбюризатором. В индивидуальном и мелкосерийном производстве используют технологические покрытия и эмали на основе стеклообразующих веществ. Эти приемы рассмотрены в гл. XXVII. Однако наиболее универсальным промышленным методом является применение вакуума или контролируемых атмосфер, позволяющих направленно и в требуемых пределах изменять или сохранять неизменным состав поверхностных слоев нагреваемых изделий и допускающих возможность управления взаимодействием газовой среды со сталью за счет автоматического регулирования составов атмосфер.

Контролируемые атмосферы представляют собой искусственные газовые атмосферы, получаемые в газоприготовительных установках (генераторах) из различных видов твердых, жидких или газообразных материалов.

Контролируемые атмосферы подразделяются на три группы (по А. А. Шмыкову): 1) инертные газы; 2) неравновесные атмосферы — «агрессивные» газовые среды; 3) равновесные атмосферы.

Инертные газы (аргон, гелий) ввиду дороговизны и дефицитности при термической обработке стали в промышленности не применяют.

Неравновесные атмосферы (в частности атмосфера O_2-N_2) вызывают необратимое окисление поверхности стали и являются агрессивными газовыми средами.

Равновесные атмосферы представляют собой газовые среды, имеющие в своем составе противоположно взаимодействующие со сталью газы; в зависимости от температуры и состава эти атмосферы могут оказывать защитное, окислительное или насыщающее действие.

Взаимодействия компонентов газовых сред со сталью представляют собой атомно-молекулярные процессы, направление которых определяются законами химической термодинамики. Состав газовой среды во всех случаях термической обработки определяется из условия равновесия системы по реакциям, определяющим это равновесие. Термодинамические расчеты равновесий весьма сложны, поэтому для инженерных решений в основном пользуются диаграммами равновесий между сталью и парами противоположно действующих газов $CO-CO_2$, H_2-CH_4 , H_2-H_2O , которые строят по уравнениям констант равновесия соответствующих реакций с учетом активности углерода. Необходимо учитывать, что состав стали, в частности содержание легирующих элементов, существенно влияет на процессы взаимодействия, поэтому диаграммы справедливы лишь для

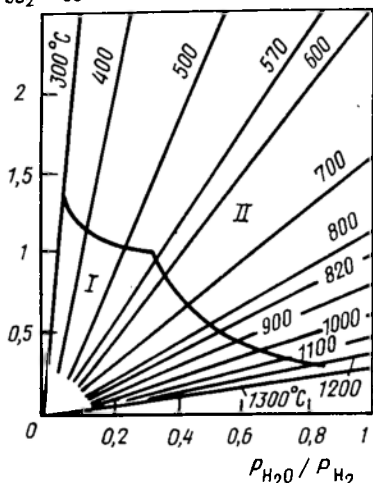


Рис. 7. Диаграмма равновесия продуктов реакции водяного газа с железом: I — восстановление окислов; II — окисление

определенных групп сталей. Некоторые наиболее распространенные диаграммы равновесия приведены ниже.

На рис. 7 приведена диаграмма для определения условий безокислительного нагрева железа в атмосфере, содержащей CO , CO_2 , H_2 , H_2O , N_2 . На диаграмме символы P_{CO_2} , P_{CO} , P_{H_2O} , P_{H_2} обозначают парциальные давления обозначенных газов в составе газовой смеси.

На рис. 8, а, б приведены диаграммы равновесия газов CO , H_2 , H_2O , и CH_4 , H_2 с углеродом стали, построенные А. А. Шмыковым. На диаграммах присутствуют следующие области:

1. $\gamma + Fe_3C$ — область предельного насыщения аустенита углеродом с образованием цементита (ниже линии SE диаграммы $Fe-Fe_3C$).

2. $\gamma + C_{графит}$ — область науглероживания с выделением графита (ниже линии $S'E'$ диаграммы $Fe-C$).

3. γ -область равновесия атмосферы с углеродом в аустените. На линиях указаны равновесные концентрации углерода [% (по массе)] в аустените;

4. $\gamma + \alpha$ -область равновесия атмосферы с углеродом в феррите (левее линии GS диаграммы Fe—Fe₃C).

Справа нанесены шкалы для определения равновесного содержания одного из компонентов газовой смеси (H₂O; CH₄), участвующего в реакции и определяющего сущность самого процесса с учетом суммы парциальных давлений участвующих в реакции газов. На рис. 8, а содержание H₂O дано для двух значений суммы парциальных давлений: $P_{H_2} + P_{H_2O} + P_{CO} = 1$ и $P_{H_2} + P_{H_2O} + P_{CO} = 0,41$. На рис. 8, б содержание CH₄ приведено при $P_{H_2} + P_{CH_4} = 1$.

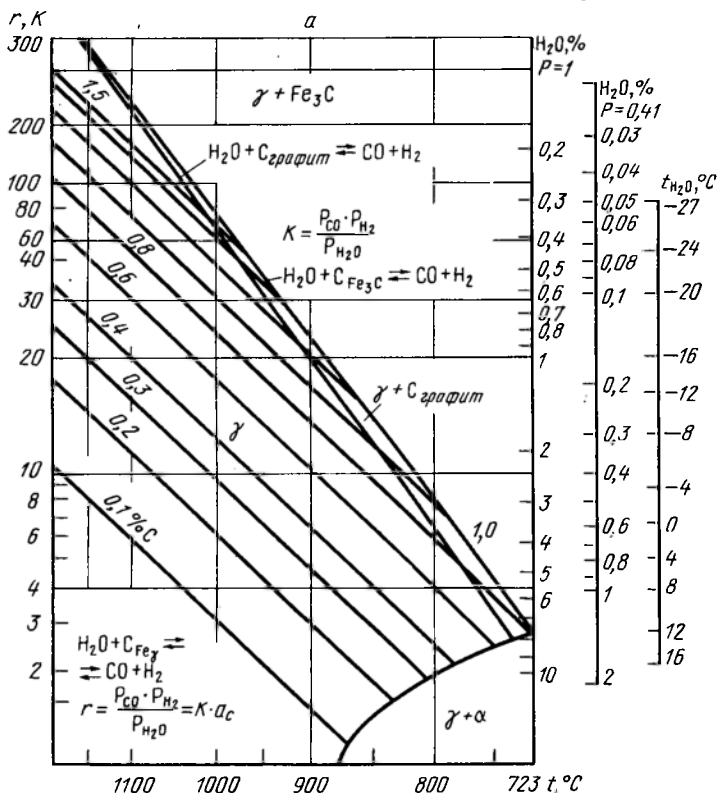
Диаграммы справедливы для условий химического равновесия. Они показывают возможность, условия и направление реакций взаимодействия газовой среды со сталью. Эти диаграммы позволяют ориентировочно оценить влияние состава среды и его изменений, а также температуры на возможность протекания процессов окисления (восстановления) и обезуглероживания (науглероживания) стали. Однако подобные диаграммы не учитывают скорости протекания процессов взаимодействия; некоторые из реакций идут медленно и не до конца, на скорость реакций могут влиять катализаторы.

Состав газовых сред в печах, как правило, отличается от состава подаваемых в печь атмосфер из-за влияния кладки (насыщения кладки воздухом при остановках печи), попадания воздуха из-за негерметичности печи, при загрузке и выгрузке деталей. Эти и другие факторы, характеризующие реальные производственные условия, также ограничивают возможность использования диаграмм равновесия для конкретных технологических расчетов. Поэтому на практике чаще используют эмпирические диаграммы, построенные по экспериментальным данным применительно к определенным типам печей, атмосфер и конкретным производственным условиям. Атмосферу при этом обычно характеризуют каким либо одним параметром, который однозначно определяет характер ее воздействия на сталь и который можно достаточно точно измерить и использовать для обратной связи в системе автоматического регулирования. Регулирование атмосфер, равновесие которых определяется реакцией водяного газа, проводят по содержанию водяного пара или двуокиси углерода. Содержание каждого из этих газов определяет состав атмосферы и по остальным активным компонентам в соответствии с реакцией водяного газа, а следовательно, и сущность самого процесса взаимодействия среды со сталью.

В насыщающих атмосферах (при цементации) с дополнительной подачей природного газа непосредственно в рабочее пространство печи возможно выпадение сажи, что изменяет состав атмосферы по сравнению с определенным по условию равновесия реакции

водяного газа и исключает возможность регулирования по содержанию двуокиси углерода. В этом случае атмосферу контролируют по содержанию метана и поддерживают его в требуемых пределах.

Непосредственное измерение содержания водяных паров в газовой среде затруднительно, практически удобнее использовать косвенный параметр «точку росы». Это температура, при которой



начинается конденсация содержащихся в атмосфере водяных паров. Возможность использования этого параметра вытекает из однозначной зависимости между точкой росы и содержанием водяных паров n в атмосфере:

Точка росы, $^\circ\text{C}$	-20	-10	-5	0	+10	+20
n , г/м ³	0,81	2,05	3,18	4,84	9,73	18,5
n , % (объемн.)	0,101	0,256	0,395	0,602	1,21	2,30

Науглероживающую (обезуглероживающую) способность атмосферы определяет ее углеродный потенциал, под которым понимают концентрацию углерода в стали, находящейся в равновесии с данным составом атмосферы. Это значит, что если, например, значение углеродного потенциала атмосферы при данной

температуре составляет 0,6 % С, то низкоуглеродистая сталь будет науглероживаться, а высокоуглеродистая — обезуглероживаться в пределах до этого содержания углерода. Для стали с 0,6 % С атмосфера в этом отношении будет нейтральной.

Примеры экспериментальных диаграмм, связывающих углеродный потенциал атмосферы с точкой росы и содержанием двуокси углерода приведены на рис. 9.

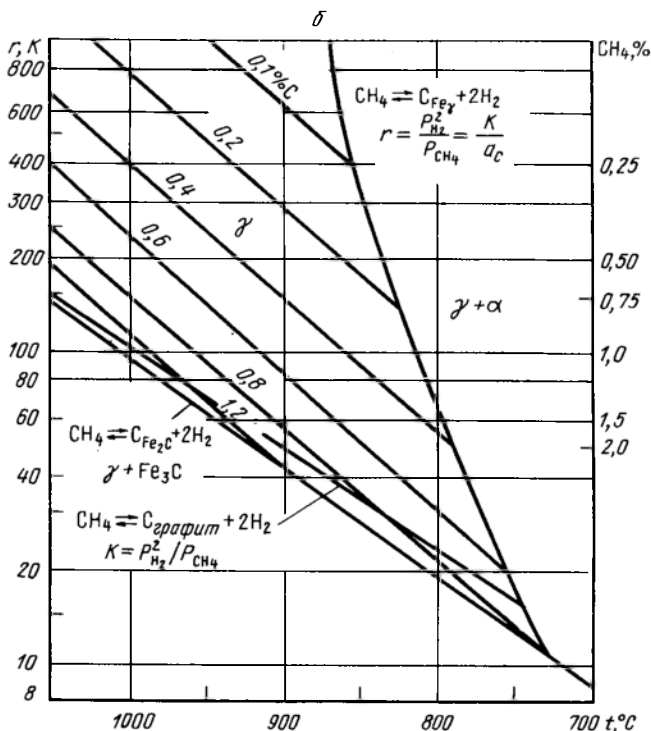


Рис. 8. Диаграммы равновесия: а — системы $\text{CO}-\text{H}_2\text{O}-\text{H}_2-\text{C}$; б — системы $\text{CH}_4-\text{H}_2-\text{C}$; a_C — активность углерода в аустените

При выборе состава атмосфер для различных операций термической обработки наряду с характером взаимодействия атмосферы со сталью следует учитывать также температуру процесса. Дело в том, что атмосферы, содержащие свыше 4 % горючих компонентов (окиси углерода и водорода) взрывоопасны и их можно вводить в печь и использовать только при температуре не ниже 760 °С. При более низких температурах в печи может образоваться гремучая смесь и достаточно пламени и даже искры, чтобы вызвать взрыв этой смеси. Только атмосферы с суммарным содержанием горючих газов меньше 4 % безопасны при любых температурах и количествах воздуха в смеси и поэтому их можно

применять для низкотемпературных процессов термической обработки стали.

Рассмотрим принципы получения, состав и назначение контролируемых атмосфер, наиболее широко применяемых при термической обработке стали.

Эндотермическая атмосфера (эндогаз) получается при частичном сжигании природного газа или жидких углеводородных смесей при большом недостатке воздуха $\alpha = 0,25-0,28$; α обо-

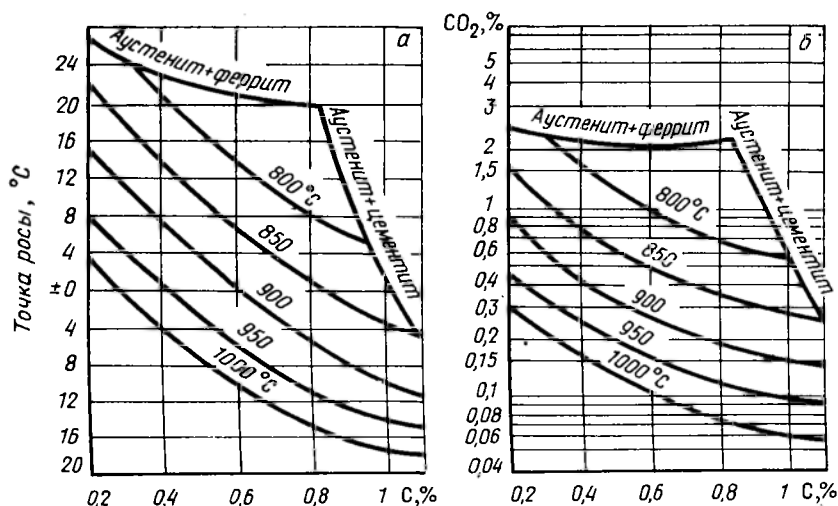


Рис. 9. Экспериментальные диаграммы равновесия эндотермической атмосферы с углеродом в аустените нелегированной стали:

а — регулирование по точке росы; б — регулирование по двуокиси углерода

значает коэффициент расхода воздуха, который представляет собой отношение действительного количества подаваемого воздуха к теоретическому количеству, необходимому для полного сжигания газа.

При $\alpha = 0,25-0,28$ происходит следующая реакция: $\text{CH}_4 + 1/2 [\text{O}_2 + 3,8\text{N}_2] = \text{CO} + 2\text{H}_2 + 1,9\text{N}_2 - Q$. Для протекания этой реакции с достаточной скоростью применяют подогрев реакционной камеры (генератора) до 1050—1100 °C и специальные катализаторы. Природный газ предварительно очищают от серы.

Наряду с CO, H₂, N₂ эндогаз содержит некоторое количество H₂O, CO₂ и CH₄. За счет изменения соотношения количества газа и воздуха, подаваемых в генератор, состав атмосферы можно регулировать в сравнительно широких пределах: 17,5 — 25 % CO, 36,5 — 44 % H₂, ≤ 2 % CH₄, $\leq 1,5$ % CO₂, 0,1 — 2,3 % H₂O, остальное азот. Точка росы при этом может быть получена в пределах от +20 °C до -20 °C. Атмосферу применяют для нагрева при закалке и отжиге углеродистых и легированных сталей,

а при добавлении природного газа или других углеводородов ее используют для газовой цементации и нитроцементации.

Экзотермическую атмосферу (экзогаз) получают при сжигании природного газа или углеводородных (пропанбутановых) смесей при большем, по сравнению с эндотермической атмосферой, количестве подаваемого воздуха ($\alpha = 0,45-0,95$).

В этих условиях горение газа происходит по реакциям: $\text{CH}_4 + \text{O}_2 \rightarrow \text{CO} + \text{H}_2 + \text{H}_2\text{O}$; $\text{CH}_4 + 2\text{O}_2 \rightarrow \text{CO}_2 + 2\text{H}_2\text{O}$.

При $\alpha = 0,45-0,7$ преобладает первая реакция, получается богатая экзотермическая атмосфера; при $\alpha = 0,9-0,95$ в основном протекает вторая реакция, образуется бедная экзотермическая атмосфера.

Ввиду более полного сжигания газа экзотермическая атмосфера по сравнению с эндотермической содержит большее количество H_2O и CO_2 , что определяет ее низкий углеродный потенциал и делает ее пригодной при высокотемпературном нагреве ($800-1100^\circ\text{C}$) лишь низкоуглеродистых сталей, либо в связи со взрывобезопасностью (при $\text{CO} + \text{H}_2 < 4\%$) для низкотемпературного нагрева ($< 700^\circ\text{C}$) любых сталей.

Для повышения углеродного потенциала экзогаз подвергают осушению от водяных паров и очистке от двуокиси углерода, при этом точка росы понижается с $+25^\circ\text{C}$ (для неочищенного экзогаза) до $+4^\circ\text{C}$, а при более глубокой очистке до $(-40)-(-60)^\circ\text{C}$. Очищенный экзогаз может быть использован при высокотемпературном нагреве средне- и высокоуглеродистых, а также легированных сталей. Богатая экзотермическая атмосфера содержит $8-12\%$ CO ; $0,1-6,0\%$ CO_2 ; $15-20\%$ H_2 ; остальное N_2 . Бедная: $1-2\%$ CO , $1,5-4\%$ H_2 ; $0,2-12\%$ CO_2 , остальное N_2 .

Эндо- и экзотермические атмосферы, содержащие CO и CO_2 , не применимы для сталей с высоким содержанием хрома, марганца, титана из-за внутреннего окисления легирующих элементов.

Контролируемые атмосферы из аммиака получают путем его диссоциации на азот и водород при температуре $600-700^\circ\text{C}$ в присутствии катализаторов. Образующаяся смесь содержит до 75% H_2 . Для уменьшения взрывоопасности иногда используют дожигание водорода в смеси с воздухом при температуре $900-1100^\circ\text{C}$ в присутствии катализатора, затем производят осушку и очистку продуктов сгорания от кислорода и аммиака. В приготовленной таким образом смеси содержание водорода снижается до $4-20\%$.

Диссоциированный аммиак применяют для безокислительного нагрева до температуры не выше 1050°C высокохромистых коррозионностойких сталей и отжига стальной ленты из углеродистых сталей в колпаковых печах при $620-700^\circ\text{C}$.

Азотные атмосферы получают двумя способами. Первый, описанный выше способ производства бедной экзотермической атмосферы с последующей дополнительной очисткой от окиси углерода. Такая атмосфера содержит $4-10\%$ H_2 ; $< 0,1\%$ CO ,

0,001 % CO_2 , остальное N_2 , точка росы -70°C ; применяется при отжиге холоднокатаного листа из низкоуглеродистых сталей, калиброванной проволоки и др.

Второй способ — получение технического азота из отходов от производства кислорода (4—6 % O_2 , остальное N_2), либо путем сжигания недиссоциированного аммиака в смеси с воздухом в присутствии катализатора (5—10 % H_2 , остальное N_2).

Для повышения углеродного потенциала атмосферы с целью ее использования при нагреве среднеуглеродистых и легированных сталей в состав атмосферы вводят добавки городского или природного газа (до 2 %) или пропанбутановые смеси (0,3—0,4 %).

Большинство контролируемых атмосфер являются взрывоопасными (за исключением бедного экзогаза и технического азота при содержании горючих газов менее 4 %) и токсичными. Предотвращение взрыва и отравления персонала должно быть обеспечено за счет: 1) герметичности оборудования и использования специальных печей, предназначенных для работы с контролируемыми атмосферами; 2) строгого выполнения правил подачи атмосферы в рабочее пространство печи и ее удаления; следует помнить, что наиболее опасными моментами являются пуск и удаление атмосферы, а также аварийные ситуации при выключении электроэнергии, газа, воды и других неполадках в работе отдельных узлов; 3) организации необходимой вентиляции помещения и местных отсосов; 4) использования контрольно-сигнализирующей аппаратуры и предохранительных устройств; 5) обучения персонала и организационных мероприятий по строгому выполнению персоналом правил и инструкций по эксплуатации оборудования и требований по технике безопасности при работе на этом оборудовании с взрывоопасными и токсичными атмосферами.

РЕКОМЕНДАТЕЛЬНЫЙ БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

Гутман М. Б., Арендарчук. — В кн.: Термическая обработка в машиностроении: Справочник. М.: Машиностроение, 1980, с. 81—104.

Петров Н. П., Трошкин И. Т., Веселов Б. П. Термическая обработка в стали в контролируемых атмосферах. М.: Машиностроение, 1969. 152 с.

Шмыков А. А. — В кн.: Термическая обработка в машиностроении. М.: Машиностроение, 1980, с. 123—168.

Глава III

ОХЛАЖДЕНИЕ ИЗДЕЛИЙ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

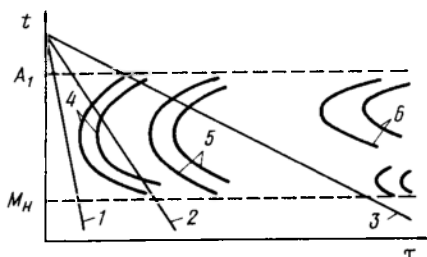
Охлаждение является важным этапом всех процессов термической обработки стали, особенно выполняемых при нагреве выше температуры фазовых превращений. Тип охлаждающей среды и

скорость охлаждения сами по себе не определяют однозначно вида термической обработки, для этого основным является характер фазовых и структурных превращений в металле, что зависит как от характера изменения температуры во времени при охлаждении, так и от состава стали. Поэтому в зависимости от состава стали одинаковая интенсивность охлаждения приводит к реализации различных видов термической обработки. Так из схемы, приведенной на рис. 10, видно, что охлаждение на воздухе отвечает нормализации углеродистой и низколегированной стали и закалке высоколегированной стали (например, быстрорежущей).

Задачей технологии термической обработки является выбор условий охлаждения для осуществления заданных превращений

Рис. 10. Схема, иллюстрирующая возможность реализации различных видов термической обработки при одинаковой интенсивности охлаждения:

1—3 — кривые охлаждения в различных средах, условно соответствующие охлаждению в воде (1), масле (2) и на воздухе (3); 4—6 — линии диаграммы распада переохлажденного аустенита, условно соответствующие углеродистой (4), низколегированной (5) и высоколегированной (6) стали



в металле с целью достижения требуемых свойств в поверхностных слоях и по сечению изделий. Основой для решения этой задачи является сопоставление температурного поля охлаждаемых изделий с устойчивостью переохлажденного аустенита данной стали, представляемой обычно в виде изотермических и термокинетических диаграмм. Изотермические диаграммы важны для операций термической обработки, осуществляемых с изотермическими выдержками на стадии охлаждения (при изотермическом отжиге, ступенчатой и изотермической закалке), термокинетические — для операций, выполняемых при непрерывном охлаждении (при обычном отжиге, нормализации, закалке с охлаждением в средах с температурой значительно ниже M_n).

Изменение температурного поля изделий в процессе охлаждения зависит от следующих факторов:

1. Условий внешнего охлаждения, определяемых охлаждающей способностью среды и характеризующихся обычно значениями коэффициента теплоотдачи;
2. Тепловых свойств металла, характеризующихся коэффициентами его тепло- и температуропроводности;
3. Тепловых эффектов фазовых превращений в металле при охлаждении;
4. Формы и размеров охлаждающих тел.

На условия теплопередачи от поверхности изделий в охлаждающую среду влияет также качество поверхности, в частности ее шероховатость и окисленность, но эти факторы в расчетах не учитывают.

При столь большом количестве факторов и непостоянстве ряда из них (в частности, коэффициента теплоотдачи) в процессе охлаждения, аналитический расчет температурных полей, даже при условии сквозного нагрева изделий, представляет собой весьма сложную задачу, решаемую с помощью методов математической физики (раздел теплопроводность). В основе расчетов лежит решение дифференциального уравнения теплопроводности (уравнения Фурье) при различных граничных условиях.

Для тел простых геометрических форм (цилиндр, пластина, шар) эти решения в виде графических и алгебраических зависимостей безразмерных критериев $\theta = f(Bi, Fo, \xi)$ приведены в специальной литературе. От безразмерных величин легко перейти к реальным путем подстановки соответствующих значений в выражения критериев.

Для тел сложной формы расчеты температурных полей рекомендуется проводить с использованием метода конечных элементов. Эти расчеты достаточно сложны и громоздки и требуют применения современной вычислительной техники.

В практике термической обработки необходимость строгих аналитических расчетов процессов охлаждения возникает сравнительно редко (в основном для крупногабаритных изделий либо для расчетов напряжений при закалке), гораздо чаще используют эмпирические зависимости и номограммы. Тем не менее с развитием вычислительной техники в последние годы все чаще предпринимаются попытки решения технологических задач термической обработки на основе математических моделей процессов. Это направление интенсивно развивается и в ближайшие годы следует ожидать повышения степени надежности таких расчетов и доведения их до уровня, удобного для массового практического использования.

Для осуществления различных операций термической обработки используют медленное охлаждение в печах, охлаждение на воздухе и в специальных охлаждающих средах (жидких или газообразных). Наиболее распространены жидкие охлаждающие среды. К ним предъявляют следующие требования: а) стабильность свойств при эксплуатации в требуемом диапазоне температур и при хранении; б) инертность (или по крайней мере малая склонность к химическому взаимодействию с металлом); в) легкая удаляемость с поверхности изделий при промывке или очистке; г) небольшая вязкость, не затрудняющая перекачку сред насосами от мест хранения к охлаждающим устройствам; д) возможность применения при работе с контролируемыми газовыми атмосферами (т. е. жидкость не должна взаимодействовать с газовой средой в рабочем пространстве печи); е) безвредность, безопасность при использовании, недефицитность, невысокая стоимость.

Наиболее сложной задачей является выбор охлаждающих сред при закалке, что связано с необходимостью получения в изде-

лиях мартенситной структуры при отсутствии трещин и минимальной деформации.

Свойства закалочных сред характеризуются их охлаждающей способностью в двух температурных интервалах:

1. В интервале температур от точки A_1 ($700-725^\circ\text{C}$) до температуры минимальной устойчивости переохлажденного аустенита углеродистых и низколегированных сталей ($500-550^\circ\text{C}$). Это — интервал температур перлитного превращения и закалочная среда должна обеспечить такую интенсивность охлаждения стали в этом интервале, чтобы предотвратить перлитный распад аустенита и переохладить его ниже температур порядка $500-550^\circ\text{C}$, где устойчивость аустенита возрастает и замедление охлаждения уже не опасно. Если скорость охлаждения в перлитном интервале недостаточна, аустенит претерпевает перлитное превращение (хотя бы частично) и качественной закалки не произойдет.

2. В интервале температур мартенситного превращения (обычно используют интервалы $300-200^\circ\text{C}$ или $300-100^\circ\text{C}$). Выбор этого интервала важен потому, что здесь основное количество аустенита превращается в мартенсит, что сопровождается возникновением внутренних напряжений и опасностью возникновения закалочных трещин.

Замедленное охлаждение в указанном интервале приводит к релаксации внутренних напряжений и частичному самоотпуску мартенсита в процессе его образования и в результате предотвращает образование трещин.

На основе этих представлений было введено понятие о кривой идеального закалочного охлаждения (рис. 11), с быстрым понижением температуры в верхнем интервале и медленным — в нижнем.

В последние годы установлено, что при очень интенсивном охлаждении сильным водяным душем или быстродвижущимся потоком воды под давлением образования трещин также не происходит, что связывают с равномерностью охлаждения различных участков поверхности деталей сложной формы.

Ранее в качестве охлаждающих сред в основном применяли воду, масло и воздух. Недостаток воды — высокая охлаждающая способность в интервале температур мартенситного превращения и опасность возникновения трещин. Недостатки масла: недостаточная для закалки изделий из углеродистых сталей охлаждающая способность в интервале температур перлитного превращения, высокая стоимость, пожароопасность, загазованность помещений и т. п. Попытки заменить масло привели к разработке весьма

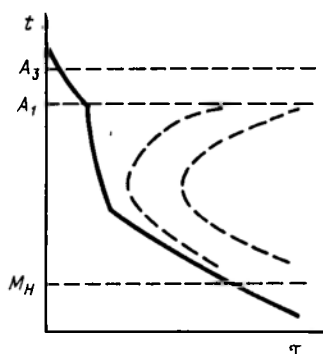


Рис. 11. Кривая идеального закалочного охлаждения (схема)

большого числа новых закалочных сред, представляющих водные растворы различных веществ с регулируемой в широком диапазоне охлаждающей способностью.

По характеру охлаждения все охлаждающие среды делят на два вида: а) среды, не испытывающие изменений агрегатного состояния во всем диапазоне температур охлаждения изделий (от температуры нагрева изделий до температуры охлаждающей среды); б) среды, претерпевающие изменения агрегатного состояния в связи с их кипением на поверхности охлаждаемых изделий.

1. Охлаждение в средах, не претерпевающих агрегатных изменений

К таким средам относятся газовые среды (воздух, азот, инертные газы), расплавы солей, щелочей и металлов, металлические плиты, кипящий слой.

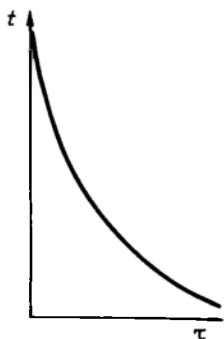


Рис. 12. Кривая охлаждения в средах первой группы (схема)

Процесс охлаждения в этих средах (без учета тепловых эффектов фазовых превращений) описывается плавной кривой (рис. 12). Скорость охлаждения изменяется пропорционально разности температур поверхности изделия (в данный момент) и среды; т. е. она максимальна в начальный момент и падает по мере понижения температуры поверхности охлаждаемого изделия. Рассмотрим общие характеристики и особенности охлаждения в средах, относящихся к этой группе.

Воздух

Охлаждение на воздухе используют при нормализации углеродистых и легированных сталей. В высоколегированных сталях (штамповых, быстрорежущих) охлаждение на воздухе приводит к закалке.

Охлаждение на воздухе — довольно мягкое и неопределенное, в том отношении, что воздух может иметь разную температуру, может быть спокойным или движущимся (от вентилятора), влажным и сухим; тонкие и массивные изделия, а также изделия в глубине садки и ближе к поверхности охлаждаются на воздухе с существенно разной скоростью.

Обычно понятие «охлаждение на воздухе» в технологической документации, особенно если речь идет об окончательной термической обработке, должно быть конкретизировано с учетом вышеперечисленных факторов, иначе нельзя быть уверенным в результате термической обработки.

Коэффициенты теплоотдачи при охлаждении в спокойной воздушной среде могут быть подсчитаны по формулам, приведенным в специальной литературе.

Газы

Газы в качестве охлаждающей среды в основном используют для светлой закалки высоколегированных сталей (быстрорежущих, штамповых, коррозионностойких) после нагрева в вакуумных печах. Чаще всего применяют азот, аргон, гелий и водород. Среди них водород обладает наибольшей охлаждающей способностью, но его применение при температурах выше 1050 °С не рекомендуется вследствие взрывоопасности и возможности обезуглероживания поверхности стальных изделий.

Гелий очень дорог — примерно в 100 раз дороже азота.

Аргон обладает невысокой охлаждающей способностью, что ограничивает его применение для целей термической обработки.

Поэтому обычно рекомендуют использовать азот высокой чистоты. Точка росы применяемых газов, характеризующая содержание кислорода и водяного пара, должна соответствовать (—37)—(—40) °С.

Охлаждающая способность газов может быть повышена за счет увеличения скорости подачи и давления. Так, охлаждающая способность азота повышается почти в 3 раза при увеличении скорости подачи от 5 до 25 м/с, и в среднем на 15 % при повышении давления от 1000 до 2000 ГПа.

Интенсивность охлаждения в газах невелика и недостаточна для закалки изделий из углеродистых и легированных конструкционных сталей.

Металлические плиты

Их применяют для закалки тонких плоских изделий. Для увеличения интенсивности теплоотвода плиты часто делают полыми и охлаждают изнутри, пропуская холодную воду. Основное достоинство такой закалки — практическое отсутствие коробления.

Показано, что охлаждение в плитах можно использовать для закалки стальных изделий толщиной до 3 мм из углеродистых сталей типа У7, У8; до 10 мм — из конструкционных легированных сталей типа 65Г и цементуемых легированных сталей.

Расплавы металлов и сплавов

Эти среды используют крайне редко лишь в специальных случаях (например в исследовательских работах при изучении кинетики распада переохлажденного аустенита). Составы и их рабочие температуры приведены в табл. 1.

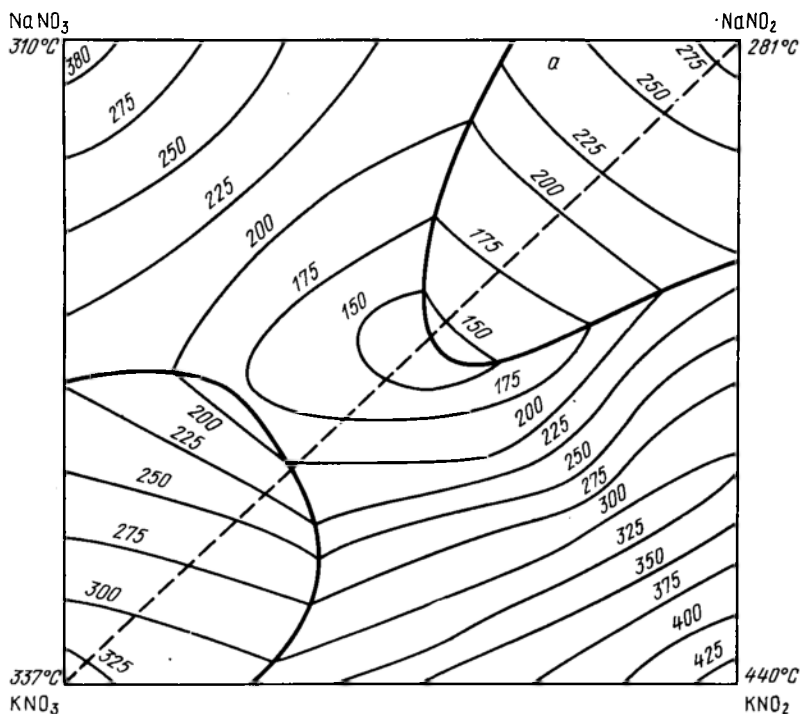
Недостатками указанных сред для производственного применения являются: высокая стоимость металлов, ядовитость паров, трудность очистки изделий от налипшего металла.

Т а б л и ц а 1. Металлы и сплавы, используемые в качестве охлаждающих сред

Состав, %		$t_{пл.}^{\circ}C$	Диапазон рабочих температур, $^{\circ}C$
Pb	Sn		
100	—	327	330—930
—	100	232	240—1000
37	63	183	190—350
9	91	200	210—400
67,5	32,5	225	240—400
85	15	280	300—500

Псевдооживленный (кипящий) слой

Этот слой представляет собой среду из частичек песка, корунда, карборунда и других веществ, находящихся во взвешенном со-



стоянии под действием принудительно подаваемого восходящего потока воздуха или газа. Охлаждение осуществляется путем конвекции. В зависимости от природы, размера частиц, скорости их циркуляции интенсивность охлаждения может регулироваться в широких пределах (от воздуха до масла). Охлаждение равномер-

ное, отсутствуют вредные выделения, как правило, отпадает необходимость в последующей очистке изделий. Для осуществления охлаждения нужны соответствующие устройства.

Расплавы солей и щелочей

Их применяют весьма широко в качестве горячих сред для ступенчатой и изотермической закалки деталей и инструмента.

Выбор составов ванн определяется в первую очередь температурой плавления солей и их смесей. Более низкая температура плавления солей обеспечивает при рабочих температурах меньшую вязкость расплава и большую жидкоподвижность ванны.

Чаще всего применяют эвтектические смеси солей или щелочей, выбираемые на основании диаграмм плавкости, некоторые из них приведены на рис. 13. Нижняя граница температурного интервала применения расплава солей ограничивается их вязкостью,

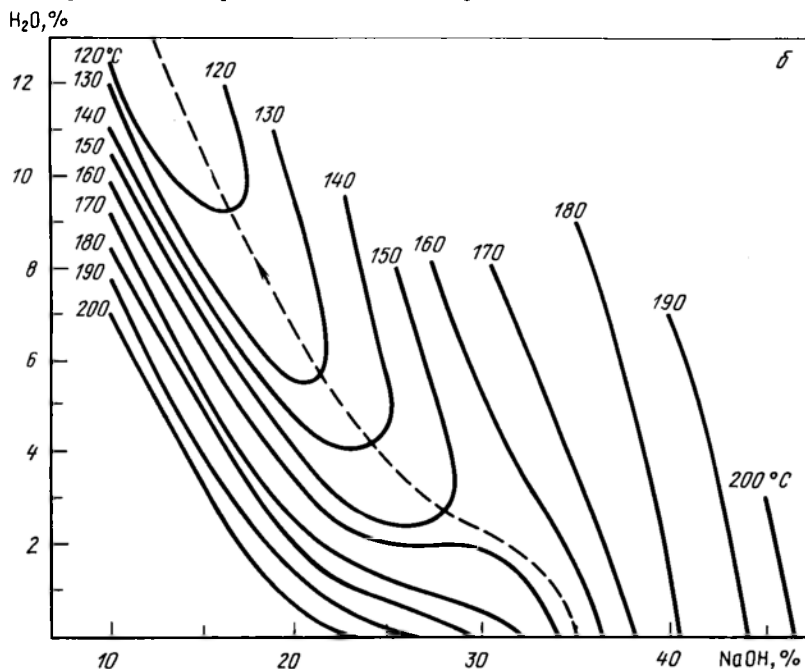


Рис. 13. Диаграммы плавкости (изотермические сечения поверхностей ликвидуса) систем:

а — $\text{KNO}_3\text{—KNO}_2\text{—NaNO}_3\text{—NaNO}_2$; б — $\text{NaOH—KOH—H}_2\text{O}$

как правило, она должна не менее чем на 20°C превышать температуру плавления. Верхней границей служит температура, при которой соль начинает интенсивно испаряться, что приводит к ее повышенному расходу. Для селитр верхняя граница определяется их взрыво- и пожароопасностью.

В качестве горячих закалочных сред в основном применяют смеси селитр KNO_3 , NaNO_2 и щелочей NaOH , KOH . Составы наиболее широко применяемых смесей приведены в табл. 2.

Охлаждающая способность расплавов солей при 200°C примерно равна охлаждающей способности масла при 20°C . В процессе эксплуатации соль теряет свою охлаждающую способность и ее периодически приходится заменять свежей.

Если нагрев изделий проводили в расплаве хлористых солей, то при охлаждении в расплавах селитр поверхность изделий окисляется, что требует в дальнейшем ее очистки.

Т а б л и ц а 2. Составы солей и щелочей, применяемых в качестве охлаждающих сред для ступенчатой и изотермической закалки

Составы ванн, % (по массе)	$t_{\text{пл}}, ^\circ\text{C}$	Диапазон рабочих температур, $^\circ\text{C}$
55 KNO_3 + 45 NaNO_2	137	155—550
50 KNO_3 + 50 NaNO_2	145	160—550
40 KNO_3 + 60 NaNO_2	172	190—550
50 KNO_3 + 50 NaNO_2	220	240—550
35 NaOH + 65 KOH * ¹	155	180—350
25 NaOH + 75 KOH	170	200—350
25 NaOH + 75 KOH **	140	160—250

*¹ С добавкой 3—6 % H_2O .

** С добавкой 4—6 % H_2O .

Расплавы щелочей химически нейтральны по отношению к охлаждаемому металлу, поверхность которого остается чистой и последующая очистка не требуется (светлая закалка).

Охлаждающая способность расплавов солей и щелочей резко возрастает с увеличением содержания в них воды. Это объясняется ее испарением при погружении в расплав нагретого металла; повышенный расход тепла на парообразование и является основным источником интенсивного теплоотвода от поверхности охлаждаемых изделий. При эксплуатации вода постепенно испаряется и ее периодически добавляют.

Добавка воды наиболее целесообразна для ванн, работающих при температуре не выше 250°C . При более высокой температуре затрудняется как введение, так и удержание воды в расплаве.

Расплавы щелочей при эксплуатации поглощают углекислоту из атмосферы, загрязняются окислами металлов и хлоридами, заносимыми из соляных ванн нагрева, поэтому периодически ванны следует очищать от осадков и вводить свежие порции щелочи.

Расплавы щелочей действуют раздражающе на кожу, в связи с чем предъявляются повышенные требования к вентиляции, спецодежде и другим санитарно-гигиеническим условиям труда.

2. Охлаждение в средах, претерпевающих изменения агрегатного состояния в связи с их кипением на горячей поверхности охлаждаемых изделий

В этих средах в связи с их кипением интенсивность охлаждения изменяется с понижением температуры поверхности изделий. Процесс охлаждения характеризуется наличием трех периодов (стадий) (рис. 14, а).

В начальный период охлаждения охлаждающая жидкость в контакте с горячим металлом интенсивно кипит, причем интенсивность образования пузырьков пара (газа) превышает интенсивность их удаления от поверхности охлаждаемого изделия. Это приводит за очень короткое время к образованию паровой (газовой) пленки, окружающей охлаждаемое изделие и затрудняющей отвод тепла от его поверхности. Пока существует пленка (стадия пленочного кипения) скорость охлаждения изделий невелика.

По мере понижения температуры поверхности интенсивность парообразования снижается и в определенный момент скорость удаления пузырьков начинает превышать скорость их образования, пленка разрушается, интенсивность теплоотвода и соответственно скорость охлаждения изделий возрастают. Это — стадия пузырьчатого (пузырькового) кипения.

При достижении поверхностью охлаждаемых изделий температуры кипения охлаждающей жидкости, кипение прекращается и дальнейший теплоотвод осуществляется конвекцией (стадия конвективного теплообмена). Интенсивность охлаждения в этот период резко снижается.

Таким образом осуществляется охлаждение в воде, водных растворах, в масле.

Охлаждающую способность различных сред этого типа обычно характеризуют скоростью охлаждения или коэффициентом теплоотдачи в зависимости от температуры поверхности охлаждаемых изделий. Эти зависимости имеют вид, схематически представленный на рис. 14, б.

Поскольку скорость охлаждения поверхности изделий, фиксируемая по показаниям термопар, определяется не только охлаждающей способностью среды, но также и скоростью передачи тепла

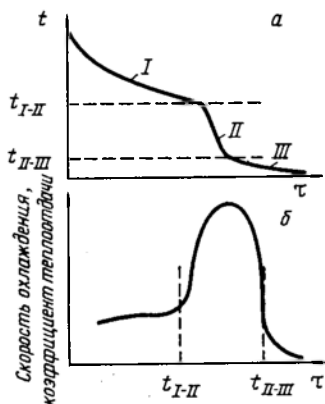


Рис. 14. Охлаждение в средах второй группы (схема):

а — кривая охлаждения; б — характер изменения скорости охлаждения образца и коэффициента теплоотдачи среды; I — стадия пленочного кипения; II — стадия пузырьчатого кипения; III — стадия конвективного теплообмена; t_{I-II} — температура перехода от пленочного к пузырьчатому кипению; t_{II-III} — температура перехода от пузырьчатого кипения к стадии конвективного теплообмена

из глубинных слоев изделия к его поверхности, то такие зависимости справедливы лишь для конкретных условий, определяемых материалом, конфигурацией, размерами и условиями нагрева охлаждаемых тел.

Для определения коэффициента теплоотдачи, значения которого должны являться объективной характеристикой охлаждающей способности среды, не зависимой от охлаждаемых изделий, используют ряд методов. Часто в качестве эталонного образца для определения коэффициента теплоотдачи используют серебряный шарик диаметром 20 мм с зачеканенной в центр термопарой. Значения коэффициента теплоотдачи (α) определяют по кривым охлаждения, принимая, что такой шарик вследствие малого размера и высокой теплопроводности материала в теплотехническом отношении является тонким телом ($Bi < 0,25$) и, следовательно, охлаждается равномерно без перепада температур по сечению.

В последние годы показано, что физическая картина охлаждения серебряного шарика и стальных изделий существенно различна, что ограничивает применимость значений коэффициентов теплоотдачи, найденных по методике «серебряного шарика», для расчетов температурного поля при охлаждении реальных стальных изделий.

В настоящее время, особенно для резкоохлаждающих сред, где перепад температур по сечению шарика в процессе охлаждения уже значителен, все чаще прибегают к использованию специальных термозондов различных форм и размеров из серебра, меди, аустенитной стали, а также других методов определения охлаждающей способности сред: магнитных, калориметрических, по прокаливанию «стандартных» образцов и др.

Большим неудобством для расчетов температурного поля является непостоянство значений коэффициента теплоотдачи при разной температуре охлаждаемой поверхности. Поэтому в расчетах часто используют эквивалентные (усредненные в некотором интервале температур) значения этого коэффициента. Для весьма быстроохлаждающих сред без резко выраженных переходов от пленочного к пузырьчатому кипению (водяной душ, быстродвижущийся поток воды) это усреднение можно делать в достаточно широком интервале температур (800—500 °C или даже 800—100 °C).

Охлаждение в воде

Указанный способ наиболее прост и в связи с этим его широко используют для закалки изделий из углеродистых и низколегированных сталей, особенно в условиях мелкосерийного и единичного производства.

В спокойной воде в интервале температур 800—400 °C из-за паровой пленки на поверхности изделий скорость их охлаждения невелика (рис. 15). При температурах 380—400 °C паровая пленка

разрушается и скорость охлаждения резко возрастает, при температуре ниже 100 °С охлаждение снова замедляется.

Подогрев воды свыше 30—40 °С значительно снижает скорость охлаждения, особенно в верхнем интервале температур (см. рис. 15). Скорость охлаждения в интервале температур мартенситного превращения остается высокой. Таким образом подогрев воды уменьшает ее охлаждающую способность, но не устраняет опасности трещинообразования при закалке изделий.

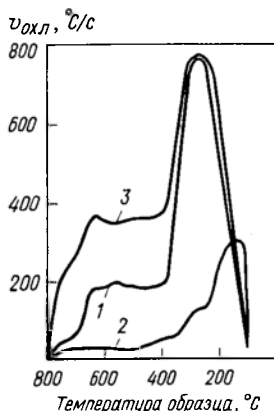


Рис. 15. Охлаждающая способность воды:

1 — спокойная вода при 20 °С;
2 — спокойная вода при 60 °С;
3 — циркулирующая вода при температуре 20 °С и скорости циркуляции 25 м/с

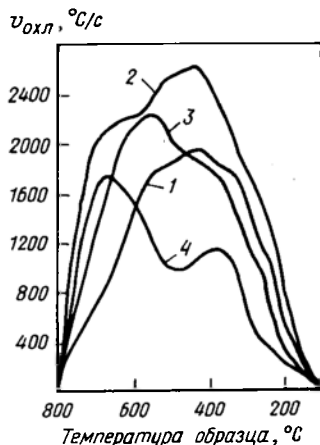


Рис. 16. Охлаждающая способность водных растворов различной концентрации, скорость перемещения образца 25 см/с:

1 — 5 % NaCl; 2 — 15 % NaCl;
3 — 5 % NaOH; 4 — 50 % NaOH

Охлаждающая способность воды повышается при добавлении в нее растворимых солей и щелочей, благодаря им снижается устойчивость паровой пленки и переход к стадии пузырчатого кипения происходит раньше (при более высокой температуре). Часто используют 5—15 %-ные растворы поваренной соли или NaOH (рис. 16).

Нерастворимые в воде вещества, образующие эмульсии или суспензии (мыло, масла, нефтепродукты и др.), снижают охлаждающую способность воды.

Реже используют также щелочные растворы повышенной концентрации (40—50 % NaOH), в основном для закалки изделий сложной формы, склонных к короблению и трещинообразованию. Такие растворы очень быстро охлаждают в верхнем интервале температур и медленно (как масло) — в нижнем. Из-за поглощения CO_2 из воздуха они через 20—30 ч теряют или уменьшают свою охлаждающую способность. Остатки щелочей могут вызвать коррозию деталей, поэтому их немедленно тщательно промывают в горячей воде и просушивают.

Более эффективным способом повышения охлаждающей способности воды является ее циркуляция. Даже при скорости движения воды относительно поверхности изделия порядка 25 см/с, что соответствует обычному перемещению изделий в закалочных баках, скорость охлаждения в верхнем интервале температур возрастает в 1,5—2 раза (см. рис. 15). Это перемещение облегчает удаление пара и делает пленку тоньше.

Еще в большей степени ускоряется охлаждение при душевом способе подачи воды на поверхность изделий. Теплообмен изделия с окружающей средой происходит значительно интенсивнее благодаря разрушению пленки из-за кинетической энергии струй и большой скорости перемещения воды относительно охлаждаемой поверхности.

При душевом способе интенсивность охлаждения может изменяться в широких пределах за счет изменения количества и скорости истечения воды из спрейера, размера и частоты отверстий в спрейере, угла падения струй на охлаждаемую поверхность.

Душевое охлаждение требует применения специальных охлаждающих устройств (спрейеров), конструкция которых, как правило, индивидуальна для данного типа изделий. Отверстия спрейеров необходимо периодически очищать (продувать сжатым воздухом). Вода для спрейерного охлаждения должна быть достаточно чистой, так как окалина и другие механические примеси могут очень быстро засорить отверстия.

Душевое охлаждение используют в основном для закалки при индукционном нагреве, при термическом упрочнении проката и т. п., хотя его можно использовать и для охлаждения при закалке изделий, нагреваемых в печах.

Во многих случаях технологически более удобным является охлаждение быстродвижущимся потоком воды. Обычно полости для прохода воды имеют сечение 6—10 мм, при эксплуатации они не засоряются окалиной и другими загрязнениями и не требуют столь частой очистки, как спрейерные устройства. Подача воды в охлаждающие устройства осуществляется от насосов под давлением до 0,5 МПа (5 атм). При скорости движения воды относительно охлаждаемой поверхности порядка 4 м/с трехстадийность охлаждения сохраняется, при большей скорости (~ 10 м/с) стадия пленочного кипения практически отсутствует.

Охлаждение потоком воды несколько менее интенсивно, чем душевое. Представление об интенсивности охлаждения в различных средах дают результаты, приведенные в табл. 3.

Охлаждение быстродвижущимся потоком воды широко применяют при объемно-поверхностной закалке деталей машин при индукционном нагреве. Показано, что интенсивное охлаждение потоком воды со скоростью 10—30 м/с при избыточном давлении в охлаждающей камере создает условия, обеспечивающие равномерное охлаждение в различных участках поверхности деталей и предотвращает образование закалочных трещин даже в деталях весьма сложной формы (типа шлицевых валов).

Т а б л и ц а 3. Время охлаждения поверхности образцов диаметром 28 мм из армо-железа в различных охлаждающих средах (по данным К. З. Шепеляковского)

Режим	Способ охлаждения, охлаждающая среда	Время охлаждения, с	
		до 500 °С	до 150 °С
Глубокий индукционный нагрев до 1000 °С за 40 с	Погружением в масло Погружение в спокойную воду Потоком воды при скорости ее движения 3,8—10 м/с Водяным душем при скорости движения воды 3,8—8,7 м/с	18 4,5 0,7—0,2 0,17—0,05	56 7 2—1,2 1,5—1
Поверхностный индукционный нагрев до 800 °С за 4 с	Погружением в спокойную воду Потоком воды при скорости ее движения 3,8—10 м/с Водяным душем при скорости движения воды 3,8—8,7 м/с	0,6 0,15—0,1 0,08—0,03	2 1—0,6 0,8—0,4

Применение водо-воздушных смесей

Для подачи смесей на охлаждаемую поверхность используют форсунки высокого и низкого давления. Такое охлаждение по своей закаливающей способности близко к охлаждению в масле, но в ряде случаев удобнее, например для закалки изделий из легированных сталей при индукционном нагреве, когда охлаждение погружением в ванну в большинстве случаев невозможно.

Регулировать охлаждающую способность смеси можно путем контролируемого изменения содержания воды, скорости истечения воды и воздуха, угла атаки и расстояния от сопла до поверхности изделия.

К недостаткам водо-воздушных смесей, как закалочной среды, относится значительная неравномерность теплоотвода как в зоне каждой форсунки, так и по всей охлаждаемой поверхности, а также нестабильность охлаждения из-за изменения давления воздуха в системах, засорения форсунок и т. п.

Охлаждение в масле

Охлаждение погружением в масло является основным при закалке изделий из легированных сталей. Процесс охлаждения в масле характеризуется теми же стадиями, что и в воде, лишь вместо паровой образуется газовая пленка. Температуры переходов между стадиями для воды и масла различны. При охлаждении в масле переход от пленочного к пузырьчатому кипению происходит при температурах 400—500 °С, а температура начала конвективного теплообмена лежит в пределах 200—400 °С в за-

висимости от сорта масла. Вследствие меньшей теплоты парообразования и большей вязкости масло охлаждает медленнее, чем вода во всем температурном диапазоне охлаждения поверхности изделий, особенно велико это различие в нижней области температур (ниже 200 °C) (рис. 17).

Температура кипения масел значительно выше, чем воды, поэтому медленное охлаждение (стадия конвективного теплообмена) начинается при более высокой температуре и мартенситное превращение в большинстве сталей идет уже в условиях мед-

ленного охлаждения, что уменьшает внутренние напряжения. При закалке с охлаждением в масле трещины на деталях, как правило, не образуются.

Недостаток масла — медленное охлаждение в верхнем интервале температур (700—500 °C), т. е. в области температур перлитного превращения. Скорость охлаждения в масле недостаточна для закалки изделий из углеродистой и низколегированной стали с малой устойчивостью переохлажденного аустенита, за исключением очень тонких (диаметром до 5—8 мм).

Охлаждающая способность масел почти не зависит от их температуры и сохраняется до 120—150 °C. Более того очень холодное масло (с температурой ниже 20 °C) вследствие высокой вязкости охлаждает хуже.

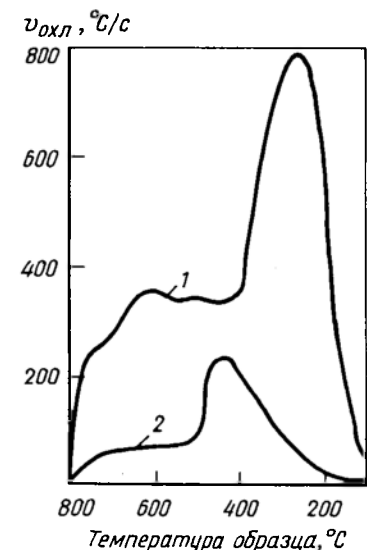


Рис. 17. Охлаждающая способность воды при 20 °C (кривая 1) и индустриального масла при 50 °C (кривая 2)

Основными характеристиками закалочных масел являются вязкость, температура вспышки, содержание примесей (смол, воды, кислот, щелочей, механических примесей и др.). Масла с пониженной вязкостью обладают более высокой охлаждающей способностью.

Марки закалочных масел приведены в табл. 4.

Масла с более высокой температурой вспышки предназначены для ступенчатой и изотермической закалки, при обычных температурах (40—80 °C) они слишком густые (вязкие), в связи с чем их охлаждающая способность пониженная. Верхний предел рабочих температур выбирают на 25—30 °C ниже температуры вспышки.

Закалочные масла типа МЗМ представляют собой индустриальные масла (И-12, И-20), подвергнутые специальной обработке с последующим введением различных добавок, улучшающих антиокислительные, моющие и эксплуатационные свойства.

Перемешивание масла повышает равномерность температуры по объему закалочного бака и повышает равномерность охлаждения изделий. Для перемешивания используют механические приспособления типа мешалок, либо перекачку масла со струйной подачей в закалочный бак. Перемешивать масло сжатым воздухом не рекомендуется из-за его интенсивного окисления.

В процессе работы масло окисляется, густеет и его охлаждающая способность снижается. При повышении вязкости более чем на 40 % от первоначального значения масло следует заменить свежим. Рекомендуется контролировать вязкость масла и наличие смол не реже одного раза в месяц.

Т а б л и ц а 4. Марки и температуры вспышки закалочных масел

Тип и марка масла	Температура вспышки, °C	Тип и марка масла	Температура вспышки, °C
И-12А *1	165	МС-20 (авиационное)	255
И-20А *2	170	МК-22	256
И-30А	180	Трансформаторное	155
И-40А	190	Машинное	207
И-50А	200	Парафиновое	163
МЗМ-16	140	Цилиндровое 24 (вискозин)	240
МЗМ-26	170	Цилиндровое 38 (цилиндровое Б)	300
МЗМ-120	220	Цилиндровое 52 (вапор)	310

*1 Масло веретенное 2.

*2 Масло веретенное 3.

Долговечность промышленных масел при работе без защитной атмосферы составляет 400—1000 ч в зависимости от массы закаленных изделий. Окисление возрастает с повышением температуры работы масла, поэтому над поверхностью масла в горячих ваннах для ступенчатой и изотермической закалки должна создаваться защитная атмосфера (технический азот, инертные газы и др.). Масла типа МЗМ, обладающие хорошими антиокислительными свойствами и сопротивлением загущению, работают дольше.

К недостаткам закалочных масел относится их пожароопасность и необходимость дополнительной очистки и обезжиривания поверхности деталей, а также ухудшенные санитарно-гигиенические условия труда при работе с масляными ваннами.

Отдельную группу составляют вакуумные масла, предназначенные для закалки изделий из легированных сталей при нагреве их в вакуумных печах. Обычные масла не могут быть использованы в вакуумных печах из-за высокой упругости их паров и насыщения рабочего пространства вакуумных печей парами масла. Кроме того, состав обычных масел может измениться вследствие испарения легко кипящих фракций.

В настоящее время на заводах используют вакуумные масла ВМ-3 и ВМ-4, а также их смеси. Охлаждающие свойства этих масел зависят не только от их состава и температуры, но также и от остаточного давления газа над маслом.

Охлаждение в водных растворах полимеров и низкомолекулярных органических соединений

Как указывалось выше, для качественной закалки охлаждающая среда должна характеризоваться высокой охлаждающей способностью в интервале температур перлитного превращения стали (700—500 °С) и низкой — в интервале температур мартенситного превращения (300—100 °С). Вода и масло не отвечают этим требованиям, так как вода охлаждает слишком быстро в нижнем интервале температур, что вызывает трещины и коробление изделий, а масло охлаждает недостаточно быстро в верхнем интервале, в связи с чем непригодно для закалки углеродистых и низколегированных сталей с малой устойчивостью переохлажденного аустенита.

Все это привело к необходимости поиска новых закалочных сред, в большей степени отвечающих указанным выше требованиям.

В настоящее время созданы и применяются в промышленности ряд новых негорючих и нетоксичных закалочных сред, сочетающих положительные свойства масла и воды. Они представляют собой водные растворы различных веществ.

Механизм действия указанных добавок различен. Они изменяют температуры кипения и испарения воды, ее вязкость, кроме того, эти вещества при высоких температурах на поверхности закаливаемой детали могут и сами претерпевать физико-химические превращения: плавление, кристаллизацию, испарение, возгонку, дегидратацию, диссоциацию, окисление, восстановление, взаимодействие с поверхностью закаливаемой детали или окалиной и т. п. Эти реакции протекают с изменением энтальпии и сопровождаются выделением или поглощением тепла. Протекание реакций, сопровождающихся экзотермическим эффектом, приводит к замедлению охлаждения. При развитии реакций с эндотермическим эффектом охлаждение в температурных интервалах этих реакций ускоряется.

До недавнего времени выбор добавок проводили эмпирически, без физико-химического анализа процессов, вызывающих изменение охлаждающей способности воды. В настоящее время все шире используют более строгий подход к разработке охлаждающих сред с использованием термогравиметрических методов, позволяющих получить информацию о характере превращений и свойствах сред, а также управлять этими свойствами в нужном направлении путем введения соответствующих добавок.

Одно из направлений — добавки в воду низкомолекулярных органических соединений, позволяющих снизить ее охлажда-

ющую способность. К ним относятся различные мыла, триэтаноламин, поверхностно-активные вещества, органические кислоты, многоатомные спирты и др. Эти среды, как правило, не универсальны, а предназначены для узкого диапазона применения.

Применяются также водные растворы неорганических полимеров типа силикатов натрия (жидкие стекла). При этом существенно снижается коробление изделий по сравнению с закалкой в воде, но ухудшается равномерность закалки. Вследствие поглощения углекислоты охлаждающая способность растворов силикатов со временем меняется.

Наибольшее развитие получили закалочные среды, представляющие собой водные растворы органических полимеров, среди них наиболее известны ЗСП-1, 2, 3 и Тосол К (СССР), «Аквапласт» (ГДР). Османил Е₂ (ФРГ), «Юкон» (США). К их достоинствам относятся: возможность регулирования охлаждающей способности (между водой и маслом) путем изменения концентрации и температуры раствора; безвредность, стабильность свойств в течение длительного времени, среды не горят и не образуют дыма. По сравнению с маслом эти среды дешевле, непожароопасны, не требуется промывка (очистка) закаленных изделий.

Механизм охлаждения в растворах полимеров основан на их влиянии на вязкость воды, а также на понижении или повышении растворимости полимеров при изменении температуры среды в контакте с охлаждаемым металлом.

Различают две группы полимерных закалочных сред. В средах первой группы растворимость полимера уменьшается с повышением температуры. При контакте с горячим металлом полимер выпадает из раствора, образуя вокруг детали слой, замедляющий охлаждение. При дальнейшем охлаждении металла этот слой вновь растворяется. Так действуют, например, «Аквапласт» и полиэтиленоксид.

Ко второй группе относятся закалочные среды, в которых на поверхности охлаждаемого металла образуется пленка, которая стабилизирует паровую рубашку и в конце охлаждения оседает на поверхности детали, тем самым замедляя охлаждение в нижнем интервале температур. К этой группе относятся водные растворы полиакриламида (ЗСП-1).

Полимерные добавки позволяют изменять охлаждающую способность воды в широком диапазоне скоростей. При малых концентрациях полимера охлаждающая способность близка к охлаждению в воде, с увеличением концентрации кривые охлаждения становятся близкими к охлаждению в масле. Наиболее эффективно применение полимерных сред при закалке углеродистых и низколегированных сталей, для которых охлаждение в воде опасно ввиду образования трещин.

Недостатком полимерных закалочных сред по сравнению с маслом является зависимость их охлаждающей способности от температуры среды, при повышении температуры выше 45—

50 °С скорость охлаждения (особенно в верхнем интервале температур) существенно снижается.

Определяющими для полимерных сред являются три фактора: концентрация раствора, его температура и скорость перемешивания.

При использовании полимерных сред для душевого охлаждения следует обращать внимание на их склонность к пенообразованию. В частности по этой причине непригодны для душевой подачи водные растворы поливинилового спирта и в них приходится добавлять пеногасители (например, триэтанолламин).

Обилие применяемых полимерных закалочных сред свидетельствует об относительно узком диапазоне условий применения каждой из них. Каждая из этих сред характеризуется определенными достоинствами в конкретных условиях применения, в других условиях в большей степени начинают проявляться ее недостатки, обычно связанные с нестабильностью, пенообразованием, зависимостью охлаждающей способности от температуры, коррозионной активностью, дефицитностью, высокой стоимостью и др. Вопрос о создании универсальных сред, способных полностью заменить масло в качестве закалочной среды, в настоящее время окончательно не решен.

РЕКОМЕНДАТЕЛЬНЫЙ БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

Блантер М. Е. — В кн.: Термическая обработка в машиностроении. Справочник. М.: Машиностроение, 1980, с. 169—187.

Головин Г. Ф., Зимин Н. В. Технология термической обработки металлов с применением индукционного нагрева. Л.: Машиностроение, 1979. 120 с.

Кобаско Н. И. Закалка стали в жидких средах под давлением. Киев: Наукова думка, 1980. 205 с.

Колачев Б. А., Габидуллин Р. М., Пигузов Ю. В. Технология термической обработки цветных металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1980, с. 12—23.

Расчет нагревательных и термических печей: М.: Металлургия, 1983, с. 317—341.

Глава IV

ВНУТРЕННИЕ НАПРЯЖЕНИЯ, ДЕФОРМАЦИЯ И КОРОБЛЕНИЕ ДЕТАЛЕЙ И ПОЛУФАБРИКАТОВ В ПРОЦЕССЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

1. Источники внутренних напряжений, временные и остаточные напряжения, принципы расчета

Неодновременность изменения температуры по сечению обрабатываемых полуфабрикатов и изделий особенно крупных размеров при охлаждении, наряду с неодновременностью протекания фазовых превращений, сопровождающихся изменением удельного объема, приводит к возникновению напряжений. Различают вре-

менные и остаточные внутренние напряжения. Напряжения, возникающие вследствие неодновременной тепловой деформации, получили название тепловых или термических. Напряжения, возникающие вследствие неодновременного протекания фазовых превращений с изменением удельного объема, получили название структурных.

Остаточные напряжения могут возникать при химическом или электрохимическом воздействии на поверхность деталей, например при антикоррозионной обработке, электрополировке, а также резании, шлифовке и др.

Напряжения различаются в общем виде величиной области, в которой они уравниваются, и в этой связи получили название напряжений I, II и III рода. С учетом реального строения металлических материалов можно говорить определенно лишь об остаточных напряжениях I рода или зональных, которые уравниваются в макроскопической области. Напряжения II и III рода связаны с наличием дислокаций, с их скоплениями (напряжения II рода) или одиночных (напряжения III рода). С определенной условностью можно утверждать, что напряжения II рода уравниваются в области одного кристалла (зерна), а напряжения III рода уравниваются в пределах нескольких межатомных расстояний.

Нас, как правило, будут интересовать остаточные напряжения I рода.

Остаточные напряжения могут снижать или повышать конструктивную прочность. Можно утверждать, что остаточные напряжения будут благоприятны в том случае, когда их направление противоположно направлению напряжений, возникающих в процессе эксплуатации изделий. Известно, что наличие сжимающих напряжений на поверхности деталей повышает усталостную прочность и, наоборот, наличие растягивающих напряжений снижает усталостную прочность. В этой связи детали, подвергаемые в процессе эксплуатации знакопеременным нагрузкам, сознательно подвергают обработкам, с помощью которых можно создать на поверхности сжимающие напряжения. К ним можно отнести поверхностную закалку, азотирование или поверхностную пластическую деформацию.

Необходимо при этом иметь в виду не только величину остаточных напряжений на поверхности, но главным образом характер их изменения по сечению деталей.

Источники внутренних напряжений

Охлаждение в процессе закалки приводит к появлению температурного градиента по сечению деталей, величина которого определяется температурой нагрева, размерами и формой детали, температуропроводностью стали и, наконец, охлаждающей способностью закалочной среды и циркуляцией последней.

Для примера на рис. 18 и 19 представлены температурные поля при охлаждении цилиндрического изделия диаметром 330 мм на воздухе и в масле. Видно, что в начальный момент температура поверхности падает значительно быстрее чем в центре, т. е. $dt_{\text{в,п}}/d\tau > dt_{\text{ц}}/d\tau$, где $t_{\text{в,п}}$ — температура поверхности и центра, соответственно, τ — время охлаждения.

Температурный перепад Δt между поверхностью и центром сначала возрастает, а затем падает. Величина максимального температурного перепада Δt будет определяться начальной температурой охлаждаемого изделия, его

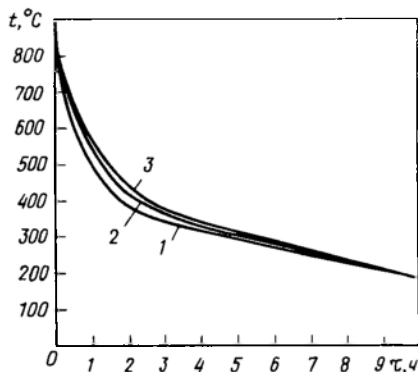


Рис. 18. Изменение температуры по сечению поковки диаметром 330 мм из стали 35ХНЗМФА при охлаждении на воздухе с температуры 880 °С на расстоянии от поверхности: 1 — 30 мм; 2 — 1/2R; 3 — R

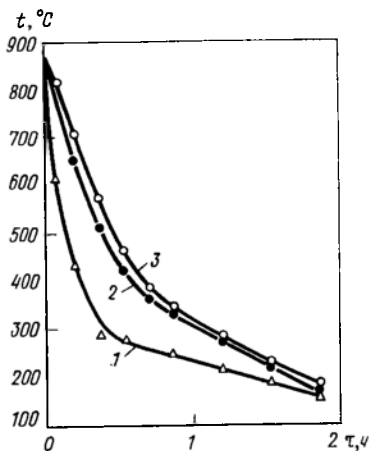


Рис. 19. Изменение температуры по сечению поковки диаметром 330 мм из стали 35ХНЗМФА при охлаждении в масле с температуры 880 °С на расстоянии от поверхности: 1 — 30 мм; 2 — 1/2R; 3 — R

размерами, формой, физическими свойствами, охлаждающей способностью среды и, наконец, степенью ее циркуляции. Различная скорость охлаждения поверхностных и центральных слоев приводит к неодинаковому тепловому сжатию, а следовательно, к возникновению термических деформаций и напряжений. На рис. 20 представлена схема изменения осевых термических напряжений в процессе быстрого охлаждения на поверхности и в центре изделия. Вследствие высокой пластичности стали деформации при высоких температурах оказываются упругопластическими и поверхностные слои будут растянутыми по отношению к центральным (см. рис. 20). Поскольку охлаждаемое тело остается сплошным, то на поверхности в конце охлаждения будут наблюдаться сжимающие напряжения, а в центре — растягивающие. Таким образом в процессе охлаждения сначала возникают временные, а затем — остаточные напряжения, но другого знака.

Если при охлаждении тела будет наблюдаться сквозная за-
калка, сопровождающаяся увеличением объема, то характер

изменения временных и остаточных напряжений будет иметь вид, представленный на рис. 21.

Таким образом структурные напряжения изменяются в обратном направлении по сравнению с термическими напряжениями, на поверхности в конце охлаждения в этом случае возникают растягивающие напряжения, в центре — сжимающие. В некоторых случаях из-за структурной неоднородности возникают дополнительные напряжения.

Рассмотрим влияние основных технологических факторов на величину и характер распределения остаточных напряжений.

Легче всего установить связь между технологическими факторами и термическими напряжениями, т. е. тогда когда речь идет о нагреве и охлаждении металлических материалов, в которых отсутствует фазовая перекристаллизация, либо охлаждении стали в равновесном состоянии, нагретой ниже нижней критической точки.

Чем выше температура нагрева и чем интенсивнее охлаждение, тем выше уровень термических напряжений. Усложнение формы и увеличение размеров будут иметь тот же эффект. Более сложная картина наблюдается при оценке структурных напряжений, т. к. они определяются суммарной структурной и температурной деформацией. Необходимо при этом иметь в виду, что остаточные напряжения будут определяться механическими, физическими и технологическими свойствами материала. Остаточные напряжения при прочих равных условиях будут уменьшаться с понижением предела текучести, коэффициента термического расширения, с повышением структурной

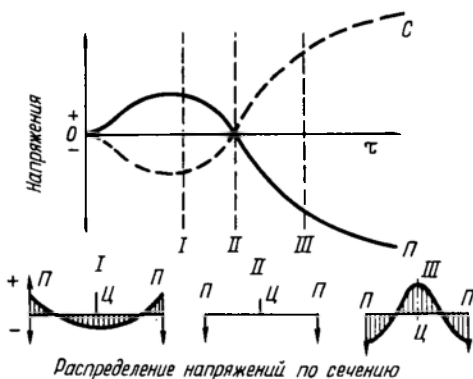


Рис. 20. Схема изменения термических напряжений при быстром охлаждении цилиндрического тела (Д. Н. Нахимов):

С — середина; П — поверхность; Ц — центр

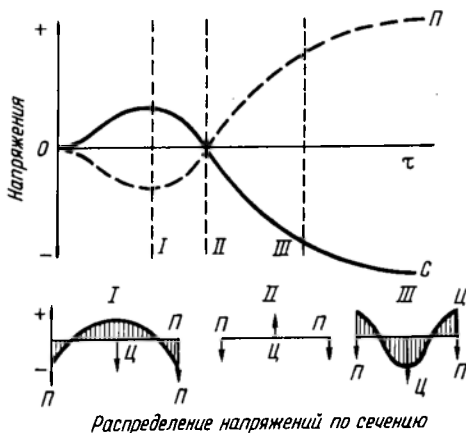


Рис. 21. Схема изменения структурных напряжений при условии сквозной заковки цилиндрического тела (Д. Н. Нахимов). Обозначения см. на рис. 20.

однородности, понижением температуры рекристаллизации, уменьшением релаксационной стойкости, и, наконец, уменьшением различия в удельных объемах матрицы и образующихся или выделяющихся из нее частиц второй фазы.

Установлено, что снижение скорости охлаждения в температурном интервале протекания мартенситного превращения в значительной степени уменьшает остаточные напряжения, например при переходе от закалки в воде к закалке в масле остаточные

σ , МПа

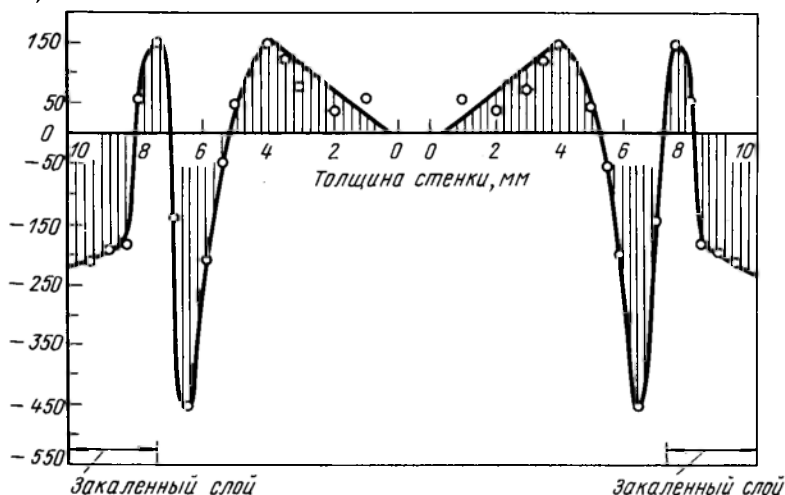


Рис. 22. Остаточные напряжения в стали 45 после поверхностной закалки (И. Е. Канторович, Л. С. Лифшиц)

напряжения уменьшаются в 4—6 раз, при закалке на воздухе — до 10 раз, при переходе от масла к закалке в горячих средах остаточные напряжения уменьшаются в 3—4 раза.

С повышением температуры отпуска предварительно закаленной стали повышается эффективность снижения остаточных напряжений.

Особо следует рассмотреть влияние поверхностного нагрева деталей под закалку на характер изменения остаточных напряжений по сечению. Нагрев поверхностного слоя приводит к возникновению временных сжимающих напряжений. При охлаждении поверхностный слой будет сокращаться и в нем возникнут растягивающие напряжения из-за противодействия холодной сердцевины. Такая картина будет наблюдаться, если в поверхностном слое при охлаждении не будет протекать мартенситное превращение.

В случае превращения части поверхностного слоя в мартенсит в нем появятся сжимающие напряжения, которые на некотором расстоянии от поверхности перейдут в растягивающие, достигая максимума в переходной зоне, затем снова в сжимающие. Схематически рассмотренное явление представлено на рис. 22.

Основные способы измерения остаточных напряжений

Наибольшее распространение из экспериментальных методов определения остаточных напряжений нашли механический и рентгенографический.

Механические методы основаны на определении деформаций, возникших в связи с нарушением условий равновесия при разрезке тела на части.

Приоритет в области разработки основных положений теории определения внутренних напряжений принадлежит русскому ученому Н. В. Калауцкому. Разработанный им метод измерения остаточных напряжений после разрезки изделия на части и определения деформации в различных вариантах применяют и до настоящего времени.

Рентгеновский метод основан на прецизионном измерении параметров кристаллической решетки.

Помимо экспериментальных трудностей при определении остаточных напряжений указанными методами последние обладают и рядом недостатков. При определении остаточных напряжений механическим методом, в целях исключения концевой деформации, необходимо чтобы длина цилиндра в 5—6 раз превышала его диаметр. Не исключено, что определение остаточных напряжений путем механического удаления слоев не является надежным, так как сам факт удаления создает новые остаточные напряжения, искажающие существовавшее ранее напряженное состояние.

Рентгеновским методом можно определить остаточные напряжения только на поверхности. Для определения остаточных напряжений в закаленном слое крупногабаритных изделий можно использовать метод наплавленных датчиков. В отверстия различной глубины конической формы закладывается материал датчика из железovanдиевого сплава, не претерпевающего фазовых превращений. При этом характеристики прочности исследуемого материала и материала датчика должны быть примерно одинаковыми. Остаточные напряжения определяются по изменению параметра кристаллической решетки датчика до и после термической обработки с помощью переносной рентгеновской камеры.

В практике нашли применение и другие методы определения остаточных напряжений: металлохимический (только для поверхностных слоев, основанный на совместном действии коррозии и напряжений), оптический, суть которого сводится к тому, что напряжения определяют поляризационно-оптическим методом. Температурные условия моделируются на модели из пластмассы, что и позволяет измерить поле напряжений на поверхности и в объеме модели.

Первые попытки аналитического определения напряжений в телах простой геометрической формы были осуществлены механиками без учета структурных превращений и основывались на теории упругости.

По мнению И. А. Одингa начальным моментом возникновения остаточных напряжений является момент перехода сталью температурной границы упругого состояния, а величина их зависит от величины температурного перепада (ΔT) перед этим переходом.

При температуре, обуславливающей уже заметную ползучесть, материал находится в пластичном состоянии. Для углеродистых сталей эта температура превышает 400°C , для легированных выше $500\text{--}600^\circ\text{C}$. Ниже этих температур сталь находится в упругом состоянии, выше — в пластическом.

Пластичность материала на самом деле определяется не термоупругими напряжениями, а отношением интенсивности напряжений к пределу текучести исследуемого материала при данных условиях (температура + структурное состояние) и может наблюдаться как выше, так и ниже приведенной температурной границы «упругого состояния».

И. А. Одинг приводит методику определения временных температурных напряжений для цилиндрических тел бесконечной длины по формулам теории упругости с использованием понятия о функции неоднородности — относительной деформации данной точки сечения вследствие градиента температур. Температурные напряжения при этом определяются по следующим формулам:

$$\sigma_r = \frac{E}{1-\mu} \left[\frac{l_R}{R^2} - \frac{l}{r^2} \right]; \quad \sigma_\theta = \frac{E}{1-\mu} \left[\frac{l_R}{R^2} + \frac{l}{r^2} - \omega \right];$$

$$\sigma_z = \frac{E}{1-\mu} \left[2 \frac{l_R}{R^2} - \omega \right],$$

где σ_r , σ_θ , σ_z — соответственно, радиальные, тангенциальные и осевые напряжения; E — модуль упругости; μ — коэффициент Пуассона; $\omega = \alpha \Delta T$ — так называемая функция неоднородности; α — коэффициент линейного расширения; ΔT — перепад температур между центром и рассматриваемой точкой сечения.

$$I = \int_0^r \omega r \, dr; \quad l = \int_0^r \omega r \, dr.$$

Из приведенных выражений следует, что осевое напряжение равно сумме радиальных и тангенциальных напряжений: $\sigma_z = \sigma_r + \sigma_\theta$.

Радиальное напряжение на поверхности цилиндра ($r = R$) равно нулю: $\sigma_r = 0$.

При $r = 0$ на оси цилиндра $\sigma_r = \sigma_\theta$.

Указанные расчеты носят приближенный характер, так как принятый при расчетах параболический закон изменения температуры по сечению $T = \Delta T [1 - (r^2/R^2)]$ справедлив только для небольших диаметров и высокой начальной температуры.

Определение структурных напряжений по формулам теории упругости иногда проводят путем замены в последних температур-

ного расширения αT структурным. А. А. Астафьев при определении напряженного состояния по теории упругости с учетом структурных превращений функцию неоднородности ($\omega = \alpha \Delta T$), введенную И. А. Одингом, представляет как сумму термической ($\omega_{\text{терм}}$) и структурной ($\omega_{\text{стр}}$) составляющих: $\omega_{\text{полн}} = \omega_{\text{терм}} + \omega_{\text{стр}}$. Определение температурных и структурных напряжений по формулам теории упругости, помимо недостатков, отмеченных выше, имеет существенное ограничение: предел текучести рассматриваемого объема должен быть больше так называемой интенсивности напряжений: $\sigma_T > \sigma_i$.

Интенсивность напряжений и деформаций представляют собой приведенное напряжение и приведенную деформацию, полупроизведение которых равно энергии формоизменения элемента W_Φ тела: $W_\Phi = 1/2 \sigma_i l_i$, где σ_i и l_i связаны с октаэдрическим напряжением τ_i и деформацией γ_i следующим соотношением: $\sigma_i = 3/\sqrt{2} \tau_i$; $l_i = 1/2 \gamma_i$.

Таким образом, интенсивность напряжений σ_i , так же как и интенсивность деформаций l_i , представляет собой как бы простое растягивающее напряжение и простую одноосную деформацию приведенного тела, заменяющие сложное напряженное и деформированное состояние рассматриваемого тела.

При малых скоростях охлаждения необходимо учитывать релаксацию напряжений (уменьшение σ), что накладывает дополнительные трудности при расчете напряжений как по теории упругости, так и по теории пластичности.

В последнее время предпринимаются попытки определения напряжений в области упруго-пластических деформаций с учетом кинетики формирования напряжений в процессе термической обработки крупных изделий простой геометрической формы.

В случае упруго-пластической деформации для определения характера распределения напряжений в какой-либо отрезок времени в процессе термической обработки необходимо последовательно рассматривать все стадии формирования напряжений от начала обработки. Появляется необходимость учитывать изменение коэффициента линейного расширения не только в функции температуры, но и структурного состояния.

Таким образом, для определения напряжений в области упруго-пластической деформации необходимо иметь количественную картину распределения температурной и структурной деформации в любой момент времени.

Методика расчета временных и остаточных напряжений при закалке валков, предложенная Н. П. Морозовым, учитывает совокупность влияния основных факторов термической обработки. Основные положения этой методики заключаются в следующем: формирование остаточных напряжений при закалке определяется ступенчато-монотонным характером изменения напряженно-деформационного состояния, при котором отдельные объемы стали

в процессе охлаждения и в процессе фазовых превращений могут неоднократно испытывать повторные деформации противоположного знака с выходом напряжений за предел текучести. Таким образом расчет остаточных напряжений осуществляют с учетом всех последовательных стадий их образования в области упруго-пластических деформаций.

Напряженное состояние закаливаемого изделия должно определяться путем последовательного суммирования приращений напряжений в соответствующих точках, вычисленных через приращение деформаций за время между двумя последовательными моментами, соответствующими изменению направления деформирования в любой из точек тела. Расчетные напряжения, соответствующие концу процесса охлаждения, будут являться остаточными.

С целью изучения временных и остаточных напряжений, возникающих при закалке, необходимо знание распределения суммарных (температурных и структурных) свободных относительных деформаций ε по сечению цилиндра для любого момента времени. Под свободной деформацией понимают тепловое или структурное изменение объема элемента тела, имеющего однородную структуру и одинаковую температуру во всем его объеме при условии, что в процессе расширения или уменьшения объема этот элемент не встречает упругого сопротивления со стороны окружающих его элементов, имеющих различное структурное состояние и разную температуру. Таким образом, для расчета временных и остаточных напряжений необходимо знание температурного поля, кинетики фазовых превращений, изменение σ_T , E в функции температуры и структурного состояния, а также поле свободных деформаций.

Полное расчетное значение эквивалентных напряжений (σ_i) в любой момент времени τ определяется последовательным суммированием эквивалентных расчетных напряжений, соответствующих предыдущему моменту $\tau - 1$ с приращением $\Delta\sigma_i$ за время от $\tau - 1$ до τ : $\sigma_i = \sigma_{i-1} + \Delta\sigma_i$.

Очень важным моментом при определении напряжений в процессе закалки является знание закономерностей изменения структуры, а, следовательно, и свойств в процессе охлаждения.

Относительное снижение σ_T в процессе мартенситного превращения по сравнению с его значением для стабилизированной структуры при данной температуре пропорционально интенсивности мартенситного превращения, при этом: $(\sigma_T - \sigma'_T)/\sigma_T = K (dM/dT)$, где σ_T — предел текучести гетерогенной стабилизированной структуры при температуре $T_{M_h} \leq T \leq T_{M_n}$; σ'_T — кинетический предел текучести смеси $A + M$ при той же температуре; dM/dT — интенсивность $A \rightarrow M$ превращения; K — коэффициент пропорциональности.

Функция $(\sigma_T - \sigma'_T)/\sigma_T$ должна быть выбрана так, чтобы при $dM \rightarrow 0$, $\sigma'_T \rightarrow \sigma_T$, а при $dM/dT \rightarrow \infty$ $\sigma_T \rightarrow 0$.

Таким образом, для изучения кинетики формирования временных и остаточных напряжений, возникающих в материале в процессе термической обработки с использованием теории малых упруго-пластических деформаций, необходимо знание температурного поля, структурного состояния и меххарактеристик.

В практике термической обработки, кроме рассмотренных остаточных напряжений I рода, могут встречаться так называемые местные (локальные) остаточные напряжения, которые являются следствием значительного изменения условий теплоотдачи по поверхности охлаждаемой детали. Как правило, такие напряжения возникают около острых углов, резких переходов, углублений и отверстий. Неравномерный слой окалины может также явиться причиной локальных напряжений.

2. Деформация заготовок и изделий в процессе термической обработки и меры для ее уменьшения

В процессе термической обработки (в наибольшей степени при закалке) наблюдается деформация изделий (изменение линейных размеров).

Для более глубокого понимания данного процесса рассмотрим отдельно деформацию от термических и структурных напряжений. Как уже отмечалось при охлаждении реальных изделий наблюдается определенный температурный перепад, который в отсутствие фазовых превращений с изменением удельного объема приводит к термическим напряжениям, следствием которых и является деформация. Для примера на рис. 23 показана деформация пластины I за счет термических напряжений при одностороннем охлаждении. Если пластину охлаждать снизу, то в первоначальный момент будут сокращаться нижние слои и пластина примет вид II, затем пластина начинает охлаждаться сверху и последняя принимает вид III. Из этого примера можно сделать общий вывод весьма полезный для практики: под воздействием термических напряжений должно наблюдаться уменьшение размеров тела в тех местах, охлаждение которых происходит в последнюю очередь. Для наглядности на рис. 24, а, б показано, как изменяется форма тел простой формы (рис. 24, а) за счет термических напряжений после многократного нагрева и охлаждения (рис. 24, б). Форма куба приближается к шарообразной за счет уменьшения диагоналей и выпучивания граней. При охлаждении тела цилиндрической формы последний будет уменьшаться по высоте, если его высота

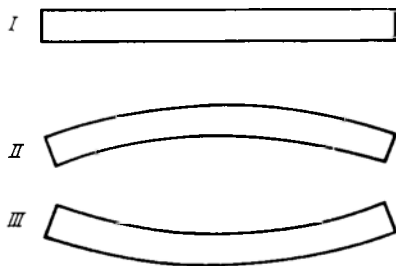


Рис. 23. Деформация пластины при одностороннем охлаждении вследствие термических напряжений

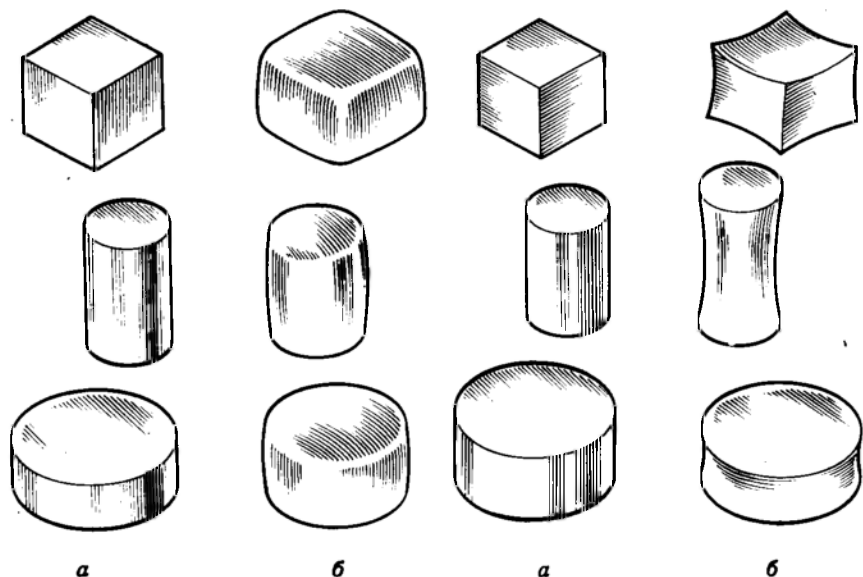


Рис. 24. Деформация тел простой формы под воздействием термических напряжений после многократного нагрева и охлаждения (Д. Н. Нахимов)

Рис. 25. Деформация тел простой формы под воздействием структурных напряжений (Д. Н. Нахимов)

больше диаметра и увеличиваться, если высота меньше диаметра. Под влиянием структурных напряжений деформация охлаждаемых изделий происходит в направлении, противоположном тому, какое наблюдается при деформации за счет термических напряжений. На рис. 25, а, б представлен характер деформации тел простой формы (куб и цилиндр различной высоты и диаметра) (рис. 25, а) за счет структурных напряжений. Диагонали куба увеличиваются, а грани втягиваются к центру. Высота цилиндра увеличивается или уменьшается, если она больше или меньше, соответственно диаметра (рис. 25, б).

Таким образом, под влиянием структурных напряжений наблюдается увеличением размеров тех мест (направлений), охлаждение которых заканчивается в последнюю очередь.

Из всех структурных составляющих стали наибольшим удельным объемом или наименьшей плотностью обладает мартенсит. В этой связи закалка на мартенсит приводит к увеличению линейных размеров. Уменьшить деформацию при закалке можно за счет увеличения в структуре закаленной стали остаточного аустенита. В виду наиболее плотной упаковки аустенит обладает меньшим объемом и большей плотностью. При определенном соотношении мартенсита и остаточного аустенита детали после закалки могут не изменять первоначальных размеров — это случай так называемой бездеформационной закалки. В таком случае необходимо иметь в виду возможность распада аустенита и в этой

связи увеличение деформации в процессе отпуска при температурах выше 250 °С.

Зная среднее содержание углерода в стали, в мартенсите и соответственно в остаточном аустените, долю мартенсита, остаточного аустенита и нерастворившихся при нагреве под закалку карбидов можно определить изменение удельного объема, а следовательно и деформацию при закалке.

На рис. 26 представлен характер изменения (уменьшение или увеличение) линейных размеров различных сталей после закалки с температур, принятых в практике термической обработки. Деформация изделий будет зависеть от содержания углерода, легирующих элементов, характера исходной структуры, от соотношения, как указывалось ранее, мартенсита, остаточного аустенита и нерастворенных карбидов в структуре закаленной стали, формы и размеров изделий, температуры нагрева под закалку, наличия обезуглероживания, условий охлаждения.

Таким образом деформация заготовок или изделий в процессе термической обработки является равнодействующей многих составляющих. В этой связи весьма сложно сформулировать пути уменьшения деформации независимо от назначения стали и увязки всего технологического процесса производства данной детали.

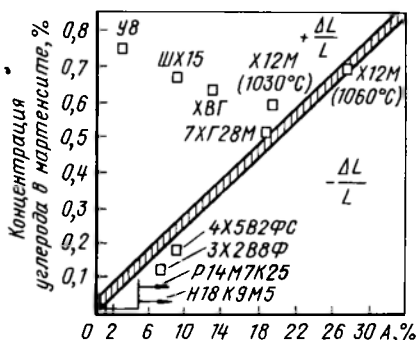


Рис. 26. Характер изменения линейных размеров при закалке на мелкое зерно в зависимости от концентрации углерода в мартенсите и количества остаточного аустенита A ($D : L = 1 : 10$); стали с равномерным распределением карбидов, 2—3-го балла (Ю. А. Геллер, В. П. Бринене)

Глава V

ОСНОВЫ ТЕХНОЛОГИИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛИ ПРИ ЭЛЕКТРОНАГРЕВЕ

1. Особенности термической обработки стали при быстром нагреве

При нагреве в печах и ваннах передача энергии происходит извне, скорость нагрева ограничивается условиями теплопередачи из внешней среды в металл (лучеиспусканием или конвекцией) и теплопроводностью металла. При электронагреве энергия выделяется непосредственно в нагреваемом теле за счет прохождения в нем электрического тока и интенсивность нагрева гораздо выше; время нагрева в большинстве случаев соответствует секундам

или десяткам секунд. Это создает ряд важных технологических преимуществ, таких как высокая производительность, практическое отсутствие окисления и обезуглероживания поверхности нагреваемых изделий.

Вместе с тем при быстром нагреве фазовые превращения в стали протекают в условиях весьма короткого времени, недостаточного для завершения диффузионных процессов. Это вызывает ряд особенностей, которые следует учитывать при разработке технологии термической обработки:

1. Чем выше скорость нагрева, тем при более высокой температуре завершается процесс образования аустенита. При длительности нагрева менее 12—14 с температура аустенитизации

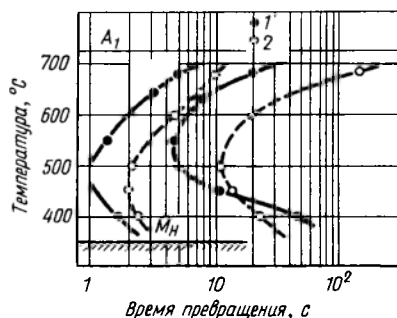


Рис. 27. Диаграмма изотермического превращения аустенита стали с 0,37 % С: 1 — индукционный нагрев, $v = 250$ °C/с, $t_n = 950$ °C; 2 — печной нагрев, $t_n = 900$ °C

должна быть существенно выше равновесной и ее выбирают экспериментально в зависимости от состава стали и характера ее исходной структуры.

2. При быстром нагреве аустенит получается неоднородным по углероду и легирующим элементам. Обеспечить его гомогенизацию (например, при нагреве под закалку легированных сталей) можно путем изотермической выдержки, дозируя передаваемую в сталь энергию за счет автоматического регулирования электрических режимов нагрева. Такое регулирование не представляет принципиальных трудностей.

3. При быстром нагреве зерно аустенита не успевает вырасти до значений, характерных для термической обработки с нагревом в печи, его размер обычно соответствует 11—12 баллам стандартной шкалы (ГОСТ 5639—82), в то время как при печном нагреве — 7—8 баллам.

4. Исходная структура стали должна быть дисперсной. Наличие крупных зерен феррита вынуждает сильно (на 100—150 °C) повышать температуру нагрева, что приводит к интенсивному росту зерна и ухудшает свойства (особенно вязкость) стали в закаленном состоянии.

Для измельчения ферритного зерна целесообразно перед электронагревом под закалку подвергать доэвтектоидные стали предварительной термической обработке — нормализации. Нормализованная структура доэвтектоидной стали позволяет получить мелкое зерно аустенита (11—12 баллов) в широком диапазоне скоростей нагрева (от 2 °C/с и выше).

5. Ввиду неоднородности и мелкозернистости переохлажденный аустенит обладает пониженной устойчивостью к распаду

(рис. 27), поэтому при закалке необходимо применять интенсивное охлаждение — водяной душ или быстродвижущийся поток воды.

6. Применение электронагрева позволяет коренным образом повысить культуру производства, механизировать и автоматизировать процесс термической обработки, встраивать термические установки непосредственно в линии механической обработки деталей. Наряду с этим электронагрев, при правильном его использовании, способен обеспечить существенно более высокие эксплуатационные свойства термически упрочненных деталей машин, их надежность и долговечность.

2. Факторы, обеспечивающие высокую конструктивную прочность изделий после закалки при электронагреве

Для целей термической обработки электронагрев применяют в основном для закалки деталей машин и оборудования, а также для рекристаллизационного отжига проката на металлургических заводах.

В наибольшей степени преимущества электронагрева реализуются при выполнении поверхностной или объемно-поверхностной закалки деталей.

Поверхностное упрочнение целесообразно для широкой номенклатуры деталей, работающих на изгиб, кручение, при контактных нагрузках, т. е. в тех случаях, когда рабочие напряжения максимальны на поверхности и близки к нулю в центре поперечного сечения. Поверхностное упрочнение наиболее эффективно для деталей, работающих при многократно повторяющихся (циклических) нагрузках, таких как шестерни, торсионы, валы и др.

Высокий комплекс свойств реальных изделий (конструктивная прочность) обеспечивается:

1. В результате измельчения зерна аустенита и соответственно кристаллов мартенсита. При электронагреве размер зерна аустенита находится в пределах 11—14 баллов, что в 15—30 раз по площади меньше, чем при обычно применяемых режимах печного нагрева. Это значительно повышает прочность и вязкость закаленной стали. Для обеспечения мелкозернистости аустенита следует правильно назначать режимы нагрева (избегая перегрева), использовать дисперсную исходную структуру и наследственно мелкозернистые стали, выплавленные с добавками алюминия, титана, ванадия, ниобия и др. элементов, образующих дисперсные термически стойкие частицы вторых фаз, служащих препятствием для роста аустенитного зерна.

2. За счет резкого закалочного охлаждения душем или потоком воды подавляется частичный распад мартенсита в процессе его образования; в твердом растворе фиксируется наибольшее количество углерода. В результате достигается повышенная твердость закаленной стали, сохраняющаяся в некоторой степени и после низкого отпуска.

3. В результате создания в поверхностных слоях остаточных напряжений сжатия до 300—700 МПа, повышающих усталостную прочность деталей и снижающих чувствительность к поверхностным концентраторам напряжений (резким переходам сечений, дефектам поверхности и др.).

Следует иметь в виду, что если проводят местную закалку определенного участка детали, то на границе этого участка с остальной поверхностью детали возникает пик растягивающих напряжений и эта зона при эксплуатации не должна быть нагружена. По этой причине необходимо, чтобы закаленный слой охватывал галтели в местах переходов сечений (выступов, буртиков, щек коленчатых валов), если эта зона детали является нагруженной в эксплуатации.

3. Использование электроконтактного нагрева для термической обработки стали

Нагрев изделий и заготовок осуществляется непосредственным пропусканием электрического тока, подводимого к изделию посредством контактов.

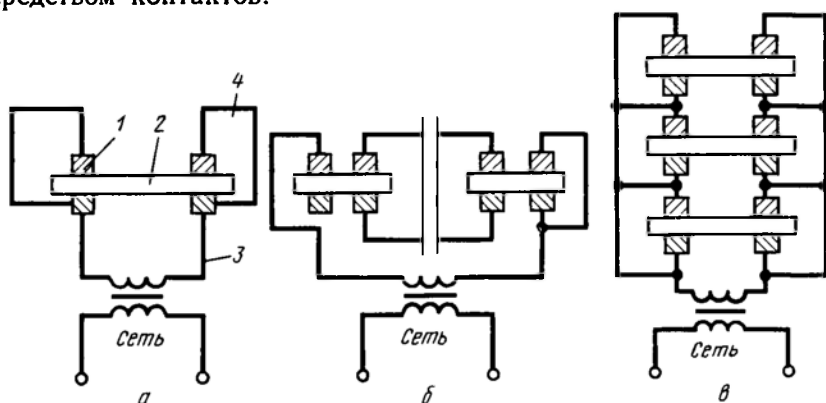


Рис. 28. Принципиальные электрические схемы однопозиционного устройства (а) и многопозиционных устройств электроконтактного нагрева с последовательным (б) и параллельным (в) включением нагревательных позиций (изделий)

На рис. 28 даны принципиальные электрические схемы устройств электроконтактного нагрева. Нагреваемую заготовку 2 зажимают токоподводящими контактами 1, питающимися от источника тока — силового трансформатора через токоподводящие шины 3. Контакты соединены между собой межконтактной переключкой 4. Форма контактов определяется конфигурацией нагреваемых заготовок; наиболее распространены плоские, призматические и цилиндрические контакты. Контакты часто изготавливают из меди и медных сплавов.

Технически и экономически более рационально по сравнению с однопозиционными устройствами (рис. 28, а) применение много-

позиционных устройств (рис. 28, б, в) со схемой последовательного включения нагревательных позиций. В каждой позиции может осуществляться окончательный нагрев до заданной температуры либо постепенный нагрев с перемещением изделий с позиции на позицию.

Изделия в принципе можно нагревать как переменным, так и постоянным током. Однако на практике в основном используют нагрев переменным током промышленной частоты, так как в этом случае источниками тока служат хорошо освоенные в промышленности трансформаторы, позволяющие регулировать напряжение на нагреваемых изделиях при больших значениях силы тока. При использовании тока промышленной частоты изделия диаметром до 100 мм нагреваются практически равномерно по всему сечению.

Полная мощность, потребляемая нагревательным устройством из сети, определяется по формуле:

$$N = \frac{c \cdot n \cdot m (t_k - t_0)}{\tau \cos \varphi \eta_0},$$

где N — мощность, кВт; c — теплоемкость нагреваемого металла, кДж/(кг · К); n — число одновременно нагреваемых изделий, шт.; m — масса одного изделия, кг; t_k и t_0 — конечная и начальная температура нагрева, °С; τ — время нагрева, с; $\cos \varphi$ — коэффициент мощности установки; η_0 — общий к. п. д. нагревательного устройства, определяемый с учетом электрического и теплового к. п. д. установки и к. п. д. силового трансформатора.

Особенностью электроконтактного нагрева является различие температуры в зоне контакта и в межконтактной зоне. Температура и равномерность нагрева по длине изделия зависят от силы тока, усилия на контакты, типа и материала контактов, интенсивности их охлаждения и состояния контактирующих поверхностей как контактов, так и нагреваемой заготовки. Необходимость поддержания постоянства столь большого количества факторов, определяющих температуру и равномерность нагрева, обусловили весьма ограниченное использование электроконтактного нагрева для термической обработки, в то время как для менее строгого нагрева под обработку металлов давлением этот метод используется широко. Электроконтактный нагрев по своим технико-экономическим показателям весьма эффективен для нагрева длинных заготовок постоянного сечения, перспективно его применение при совмещении операций горячей обработки давлением и термической обработки (например, при горячей навивке пружин с их одновременной закалкой).

4. Индукционный нагрев стали при термической обработке и оборудование для его осуществления

Основоположником применения индукционного нагрева при термической обработке является чл.-корр. АН СССР В. П. Вологдин. Под его руководством было разработано необходимое

высокочастотное оборудование и в конце 30-х годов внедрены в промышленность первые закалочные установки при индукционном нагреве (для закалки коленчатых валов двигателей автомобилей ЗИС). В последующие годы большой вклад в развитие техники и технологии термической обработки при индукционном нагреве внесли Г. И. Бабат, Г. Ф. Головин, И. Н. Кидин, М. Г. Лозинский, А. Е. Слухоцкий, К. З. Шепеляковский и др.

В настоящее время индукционный нагрев токами высокой частоты является одним из основных видов нагрева при термической обработке изделий в машиностроении и металлургии. Так, на автомобильных заводах ЗИЛ и ГАЗ относительный объем деталей, упрочняемых закалкой при индукционном нагреве, составляет более 60 % от общей массы упрочняемых деталей автомобиля.

Применение индукционного нагрева позволяет разрабатывать наиболее рациональные и эффективные технологические процессы упрочнения для массового производства, сочетающие высокую степень механизации и автоматизации с простотой обслуживания. Индукционные установки, как уже отмечалось, хорошо вписываются в линии самых различных видов обработки металла (механической обработки, штамповки, сварки), позволяя создавать оптимальные технологические маршруты в массовом производстве деталей. Индивидуальный нагрев и охлаждение деталей создают предпосылки для наиболее высокого и стабильного качества термической обработки. Индукционный нагрев при правильном его использовании обеспечивает существенную экономию энергии по сравнению с печным нагревом, позволяет во многих случаях заменить легированные конструкционные стали углеродистыми или низколегированными, отказаться от применения защитных атмосфер и минеральных масел в качестве закалочных сред.

Поверхностная закалка при индукционном нагреве более экономична и менее трудоемка по сравнению с газовой цементацией и нитроцементацией и по качеству деталей, как правило, не уступает, а в ряде случаев и превосходит названные процессы химико-термической обработки.

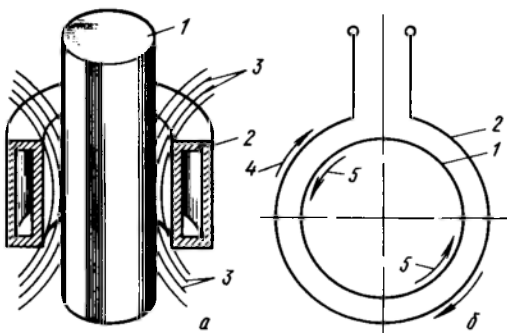
Основным недостатком индукционного нагрева является трудность его унификации. Как правило, конструкция индукторов, охлаждающих устройств и установок в целом разрабатываются индивидуально для каждого типоразмера деталей. Указанный недостаток проявляется в основном при индивидуальном и мелкосерийном характере производства и в этом случае решение вопроса о целесообразности применения индукционного нагрева должно быть технически и экономически обоснованным, с учетом как затрат непосредственно на термическую обработку, так и эффекта от повышения работоспособности изделий.

Принцип и кинетика индукционного нагрева стали

Нагреваемую деталь (рис. 29) помещают в индуктор, представляющий собой проводник или катушку, питаемую переменным электрическим током. Внутри катушки создается переменное магнитное поле, которое взаимодействует с металлом детали и

Рис. 29. Схемы индукционного нагрева:

a — распределение магнитного потока в индукторе; *б* — направление токов в индукторе и детали; *1* — нагреваемая деталь; *2* — виток индуктора; *3* — магнитные силовые линии; *4* — направление тока в индукторе; *5* — направление тока в детали



в соответствии с законом электромагнитной индукции возбуждает в поверхностных слоях металла электродвижущую силу, и соответственно переменный ток той же частоты, что и ток индуктора. За счет теплового действия тока происходит нагрев детали.

Переменный ток распределяется неравномерно по сечению детали и протекает преимущественно в поверхностных слоях (поверхностный эффект). При этом около 87 % всей тепловой энергии выделяется в слое, характеризуемом глубиной проникновения тока и определяемом по формуле: $\delta \approx 5030 \sqrt{\rho/(\mu \cdot f)}$, где δ — глубина проникновения тока, см; ρ — электрическое сопротивление материала детали, Ом·см; μ — относительная магнитная проницаемость; f — частота тока, Гц.

Характер изменения μ и ρ материала детали с повышением температуры определяет особенности кинетики индукционного нагрева. В стали это приводит к замедлению нагрева поверхности при достижении температур 730—770 °С (рис. 30), что связано с потерей сталью ферромагнитных свойств вследствие фазовых превращений (образования парамагнитного аустенита) или превышения точки Кюри феррита (768 °С). Относительная магнитная проницаемость становится равной единице, возрастает глубина проникновения тока и тепловая энергия начинает выделяться в более толстом слое.

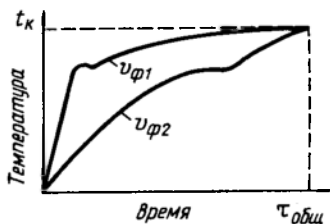


Рис. 30. Термические кривые индукционного нагрева:

t_k — конечная температура нагрева; $\tau_{общ}$ — общее время нагрева; $u_{\phi 1}$, $u_{\phi 2}$ — скорости нагрева в области фазовых превращений

Энергетические и термические параметры индукционного нагрева

Энергетически индукционный нагрев характеризуется значениями удельной мощности (мощности, переходящей в теплоту в 1 см² поверхности нагреваемой детали) и временем нагрева. Кроме этих параметров для оценки характера и результатов нагрева необходимо учитывать также частоту тока, определяющего глубину активно нагреваемого слоя детали.

Для осуществления поверхностного нагрева применяют большую удельную мощность (0,5—2,0 кВт/см²) и малое время нагрева (2—10 с). При необходимости глубинного или сквозного прогрева (например, для осуществления объемно-поверхностной закалки, нагрева под обработку давлением) потребная удельная мощность ниже (0,05—0,2 кВт/см²), время нагрева 20—200 с в зависимости от размеров сечения детали или заготовки.

Технологически индукционный нагрев характеризуют термическими параметрами, определяющими условия протекания фазовых превращений в стали. В отличие от печного нагрева, где параметрами, определяющими результат нагрева, служат конечная температура и общее время нагрева, при индукционном нагреве такими параметрами являются конечная температура t_n и средняя скорость нагрева в области фазовых превращений $\dot{\vartheta}_{\text{ф ср}}$ (см. рис. 30). Необходимость знания $\dot{\vartheta}_{\text{ф}}$ связана с описанной выше особенностью кинетики индукционного нагрева, когда скорость нагрева в температурной области фазовых превращений существенно отличается от средней скорости нагрева. В частности, на рис. 30 показано, что при одинаковом общем времени и конечной температуре нагрева, время пребывания стали при температурах образования аустенита может быть существенно различным, а именно это время и определяет результаты аустенизации (полноту образования аустенита, его гомогенность и величину зерна). Понятие о термических параметрах индукционного нагрева было введено И. Н. Кидиным.

Основными параметрами, определяющими выбор высокочастотного оборудования для термообработки конкретных деталей являются частота тока и мощность преобразователей частоты.

Выбор частоты тока

Частоту тока выбирают по следующим соотношениям: $f \geq 20\,000/d^2$; $\delta_n = (15 - 55)(1/\sqrt{f})$, Первое соотношение определяет наименьшую желательную частоту тока f , Гц в зависимости от диаметра нагреваемых изделий d , см. При меньшей частоте деталь данного сечения либо вообще нельзя нагреть выше температуры потери магнитных свойств (если $f < 5000/d^2$ либо (при $20\,000/d^2 > f > 5000/d^2$) нагрев будет неэффективным с большим перерасходом энергии.

Второе соотношение позволяет определить оптимальную глубину слоя δ_n , см в деталях из низколегированных конструкционных сталей, нагреваемого до надкритических температур при данной частоте тока.

Преобразователи частоты

Преобразователи частоты выпускают различных типов.

М а ш и н н ы е п р е о б р а з о в а т е л и средней частоты бывают: а) типа ВПЧ на частоты 2,4 кГц (мощностью 50 и 100 кВт), и 8 кГц (мощностью 30, 50, 100 кВт); б) типа ОПЧ на частоты 1 кГц (мощностью 250, 320, 500, 2500 кВт), 2,4 кГц (мощностью 250 и 500 кВт) и 10 кГц (мощностью 250 кВт).

Разработаны и используются в промышленности устройства программного регулирования режимов нагрева с питанием установок от машинных преобразователей.

В зависимости от частоты и мощности к. п. д. машинных преобразователей составляет 0,7—0,8.

Л а м п о в ы е п р е о б р а з о в а т е л и радиочастот на частоту 0,44 МГц (мощностью от 10 до 63 кВт) и 0,066 МГц (мощностью 100 и 160 кВт). Они имеют при удовлетворительном согласовании с нагрузкой к. п. д. 0,5—0,7 и работают достаточно устойчиво и надежно.

Весьма перспективными являются статические (тиристорные) преобразователи средней частоты. По сравнению с машинными преобразователями они характеризуются более высоким к. п. д. (0,9—0,95) при его сохранении в режиме повторно-кратковременной нагрузки, более широким диапазоном оптимальных нагрузок без дополнительных согласующих устройств, практически мгновенной готовностью к работе, малыми пусковыми токами. Все это обеспечивает экономию электроэнергии до 20 %. Указанные преобразователи требуют квалифицированного инженерного обслуживания как текущего, так и при переналадках, комплектации запасными полупроводниковыми устройствами и приборами. В отличие от машинных преобразователей выпускаемые в настоящее время тиристорные преобразователи частоты не приспособлены для параллельной работы нескольких преобразователей на общую нагрузку.

В настоящее время в СССР серийно выпускаются тиристорные преобразователи типа ТПЧ с номинальными частотами 1 кГц (мощностью 630 и 800 кВт), 2,4 кГц (мощностью 250 и 500 кВт) и 4 кГц (мощностью 160 кВт). В ближайшие годы номенклатура преобразователей несомненно расширится.

В СССР тиристорные преобразователи частоты для термической обработки используются пока недостаточно широко. В ближайшие годы объем их производства возрастет, что обеспечит существенную экономию электроэнергии.

Выбор мощности преобразователя частоты и питающей сети

Для поверхностного нагрева мощность генератора (N_r , кВт) может быть оценена по формуле:

$$N_r = \frac{N_0 \cdot S}{\eta_{\text{и}} \cdot \eta_{\text{тр}} \cdot \eta_{\text{к}} \cdot \eta_{\text{л}}},$$

где N_0 — удельная мощность, кВт/см². Определяется в зависимости от требуемой глубины прогрева, частоты тока, размера

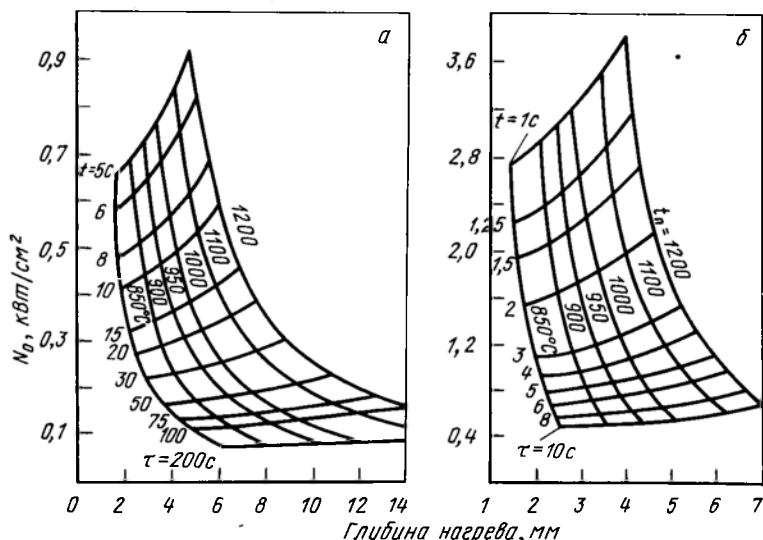


Рис. 31. Графики для ориентировочного выбора удельной мощности и времени нагрева в зависимости от необходимой глубины нагрева и температуры поверхности $t_{\text{с}}$ стали (Ф. Райнке)

а — частота тока 10 кГц; б — частота тока 4 кГц

детали и времени нагрева. Соответствующие данные представлены на рис. 31 и в табл. 5.

S — площадь нагреваемой поверхности изделия, см²; $\eta_{\text{и}}$, $\eta_{\text{тр}}$, $\eta_{\text{к}}$, $\eta_{\text{л}}$ — соответственно к. п. д. индуктора, закалочного трансформатора, конденсаторной батареи и линии электропередачи (силовых кабелей и токопроводов установки). Для предварительных расчетов рекомендуется принимать следующие значения к. п. д.:

$$\eta_{\text{и}} = 0,75; \quad \eta_{\text{тр}} = 0,85; \quad \eta_{\text{к}} = 0,97; \quad \eta_{\text{л}} = 0,95.$$

Точные значения определяются расчетом.

Для сквозного индукционного нагрева (в случае объемно-поверхностной закалки некоторых деталей) мощность (кВт) генератора средней частоты может быть оценена по формуле:

$$N_r = \frac{N_{\text{пол}}}{\eta} = \frac{C_{\text{ср}} (t_{\text{к}} - t_0) \cdot m \cdot n}{3560 \cdot \tau_{\text{н}} \eta},$$

где $C_{ср}$ — средняя интегральная удельная теплоемкость нагреваемого металла в интервале температур от t_0 до t_m , кДж/(кг·К) (для стали 0,7 кДж/(кг·К)); t_0 , t_m — начальная и конечная температура нагрева, °С; m — масса детали или заготовки, кг; τ_m — время нагрева, с; n — количество одновременно нагреваемых в индукторе деталей или заготовок; $N_{пол}$ — полезная мощность, которую требуется передать в изделие для нагрева его до заданной температуры, кВт; η — общий к. п. д. нагревательного устройства: $\eta = \eta_n \eta_{тр} \eta_{\text{эл}} \eta_{\text{л}} \simeq 0,5-0,6$.

При длительном нагреве с малой удельной мощностью в открытых (без футеровки) индукторах необходимо учитывать потери на излучение от нагретой поверхности металла в окружающую среду. Для стали, нагретой до 850 °С, эти потери составляют около 8 Вт/см², при более высокой температуре они существенно возрастают и при 1000 °С составляют приблизительно 12 Вт/см².

Для оценки мощности, потребляемой установкой из сети, нужно учесть к. п. д. преобразователей частоты, значения которого для ориентировочных расчетов могут быть приняты 0,5; 0,7 и 0,9 соответственно для ламповых (70—500 кГц), машинных (1—10 кГц) и тиристорных преобразователей частоты.

Поверхностная закалка одновременным и непрерывно-последовательным способом

По технике выполнения различают поверхностную закалку одновременным и непрерывно-последовательным способом, схемы которых представлены на рис. 32.

Закалку непрерывно-последовательным способом применяют в основном для поверхностного упрочнения при поверхностном нагреве длинномерных деталей постоянного сечения (типа валов и ходовых винтов). При этом нагреваемая деталь непрерывно движется через узкий индуктор, в котором осуществляется местный нагрев до закалочной температуры участка детали, находящегося в данный момент в зоне индуктора. При выходе из индуктора этот участок попадает в зону душевого закалочного охлаждения.

Преимуществами указанного способа закалки являются небольшая мощность генератора (в связи с малыми размерами зоны нагрева) и малая деформация закаливаемых деталей (так как одновременно нагреваются лишь отдельные небольшие участки детали).

Т а б л и ц а 5. Удельная мощность, необходимая для осуществления поверхностной закалки

Частота, кГц	Диапазон глубин закалки, мм	Удельная мощность, кВт/см ²	
		возможная	оптимальная
500	0,4—1,1	0,70—1,1	0,90
	1,1—2,2	0,30—0,70	0,50
10	1,5—2,3	0,70—1,5	1,0
	2,3—3,0	0,50—1,4	1,0
	3,0—4,0	0,50—1,3	1,0
1	5,0—7,0	0,50—1,1	1,0
	7,0—9,0	0,50—1,1	1,0

Недостаток способа — невысокая производительность и трудность получения глубоких закаленных слоев (свыше 5 мм при питании от генератора с частотой тока 2,5 кГц). Чтобы увеличить глубину слоя без перегрева поверхности, необходимо увеличивать время нагрева за счет снижения скорости перемещения детали в индукторе. Однако замедление перемещения до некоторого предела, зависящего от устойчивости переохлажденного аустенита применяемой стали, вызывает недопустимое подстуживание стали в период перехода нагретой зоны в охлаждающее устройство, что приводит к частичному распаду аустенита и появлению в структуре закаленной доэвтектоидной стали участков феррита. Это ухудшает износостойкость и усталостную прочность деталей.

Поверхностная закалка одновременным способом выполняется путем одновременного нагрева всей закаливаемой поверхности детали, после окончания нагрева вся нагретая поверхность охлаждается душем или потоком воды непосредственно в индукторе, либо в отдельном охлаждающем устройстве. Этот метод позволяет выполнять закалку разнообразных деталей сложной формы, благодаря чему весьма широко используется в промышленности.

Индукторы. Индуктор является одним из основных элементов индукционных нагревательных (закалочных) установок, во многом определяющим качество термической обработки и экономичность процесса. Многообразие видов индукторов весьма велико. Конструкции индукторов разрабатывают индивидуально для каждого типоразмера деталей, что составляет одну из главных задач при разработке и внедрении процессов термической обработки при индукционном нагреве.

На рис. 33 представлены широко применяемые типы индукторов для нагрева различных поверхностей. В литературе имеются методики расчета ряда индукторов в основном для поверхностного и сквозного нагрева деталей простой формы (цилиндрических, с плоской поверхностью). Для большинства деталей сложной формы геометрические параметры и размеры индукторов выбирают на основании опытных рекомендаций и уточняют экспериментальным путем.

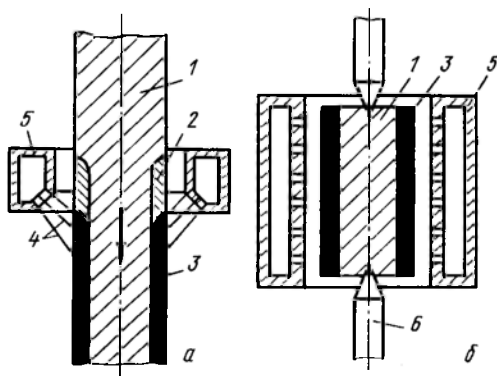


Рис. 32. Схема непрерывно-последовательной (а) и одновременной (б) закалки:

1 — деталь; 2 — нагретая зона; 3 — закаленный слой; 4 — струи закалочной воды из спрейера; 5 — индуктор, совмещенный со спрейером; 6 — упоры для фиксации детали в индукторе

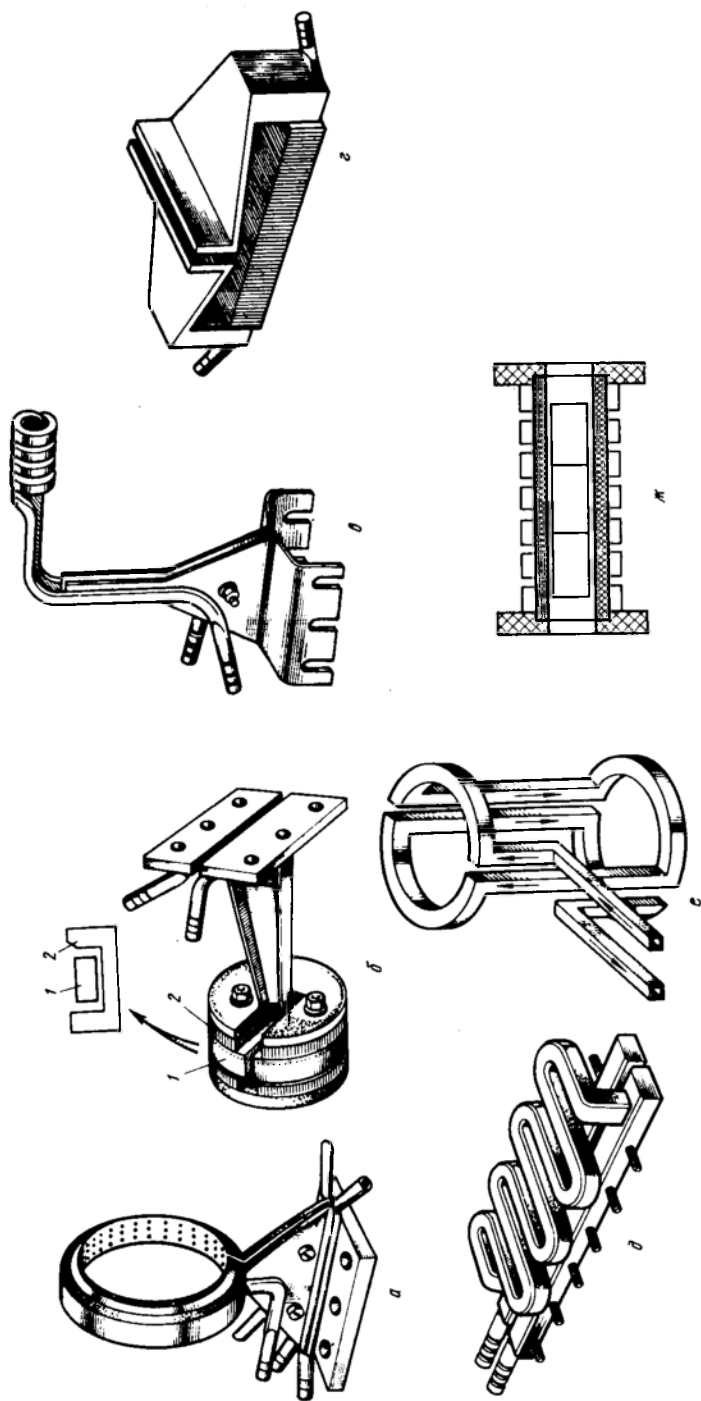


Рис. 33. Схемы типичных индукторов: а — индуктор для одновременной закалки наружных цилиндрических поверхностей, диаметром >40 мм (1 — активный виток; 2 — магнитопровод); б — индуктор для одновременной закалки внутренних цилиндрических поверхностей (на радиочастоте); в — индуктор для одновременной закалки плоских поверхностей; г — индуктор для одновременной закалки плоских поверхностей; д — индуктор для одновременной закалки плоских поверхностей; е — индуктор для нагрева цилиндрических поверхностей при вращении деталей (стрелками показано направление тока); ж — индуктор методического действия

5. Технология поверхностной закалки при поверхностном индукционном нагреве

Этот вариант поверхностной закалки выполняют путем быстрого индукционного нагрева лишь поверхностного слоя детали, который затем немедленно охлаждается быстродвижущейся водой (душем или потоком). Глубина закалки определяется толщиной нагретого слоя. Сердцевина и глубинные слои детали нагреваются до температур ниже температуры образования аустенита, в них не происходит фазовых превращений и сохраняется исходная структура стали с тем же уровнем механических свойств.

Ввиду необходимости нагрева лишь поверхностного слоя индукционный нагрев проводят при большой удельной мощности

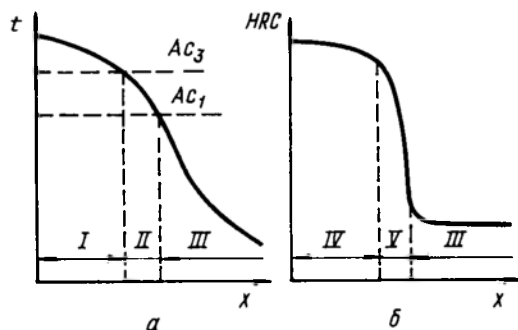


Рис. 34. Схема распределения температуры при нагреве, структура и твердость в сечении образца из доэвтектоидной стали, подвергнутой поверхностной закалке при поверхностном нагреве (x — расстояние от поверхности):

a — распределение температуры и структура после нагрева; b — распределение твердости и структура после охлаждения; I — аустенит; II — аустенит + феррит; III — феррит + перлит; IV — мартенсит; V — мартенсит + феррит

(0,5—2 кВт/см²) за короткое время (2—10 с). На рис. 34 представлено распределение температуры нагрева, изменение структуры и твердости по сечению поверхностно-закаленных изделий.

Такую закалку используют в основном для повышения износостойкости и усталостной прочности деталей. Из-за малой глубины закаленного слоя и быстрого падения прочности за его пределами общая прочность массивных (диаметром свыше 30 мм) деталей на кручение, изгиб и их контактная прочность не столь велики, как при объемно-поверхностной закалке. К тому же на деталях сложной формы (шестернях среднего модуля, кольцах подшипников качения и др.) этот вариант закалки реализовать не удастся в связи с трудностью осуществления равномерного поверхностного нагрева упрочняемых поверхностей.

Для поверхностной закалки используют в основном углеродистые и низколегированные среднеуглеродистые (содержащие 0,4—0,7 % углерода) конструкционные стали, в которых аустенизация успевает завершиться за столь короткое время нагрева. В СССР наиболее часто используют стали марок 45, 45X и т. п. За рубежом, в частности в США и ФРГ, существует отдельная группа сталей, предназначенных для поверхностной закалки, состав которых близок к отечественным среднеуглеродистым конструкционным сталям.

Для легированных сталей с большим содержанием легирующих элементов (свыше 3—5 %) короткое время нагрева является недостаточным для завершения процесса аустенитизации, растворения карбидов и гомогенизации аустенита. Недостаток времени обычно компенсируют повышением температуры нагрева, однако это приводит к росту аустенитного зерна и снижению конструктивной прочности деталей.

Режимы нагрева должны быть выбраны таким образом, чтобы обеспечить требуемую глубину закаленного слоя со структурой мелкоигольчатого мартенсита. Дисперсность мартенсита оценивается по величине бывшего аустенитного зерна, которое выявляется травлением по ГОСТ 5639—82 и должно быть не крупнее балла 10 стандартной шкалы. В связи с трудностью выявления зерна в мартенситной структуре в производстве часто пользуются эталонами и шкалами микроструктур закаленной стали, разрабатываемых на предприятиях.

Следует помнить, что твердость является весьма грубым показателем качества закалки, так как не позволяет установить перегрев стали, связанный с ростом аустенитного зерна. Поэтому проведение металлографических исследований является обязательным при разработке и текущем контроле режимов поверхностной закалки.

При недогреве в структуре доэвтектоидных сталей наблюдается феррит либо мартенсит неравномерного строения (с существенно разной травимостью). При перегреве возникает игольчатый мартенсит, размеры игл которого тем больше, чем значительнее был перегрев.

Если при отработке режима нагрева глубина закаленного слоя оказывается недостаточной, то следует либо увеличивать время нагрева (при пониженной мощности, отбираемой от генератора), либо использовать более низкую частоту тока.

Режим нагрева следует отрабатывать на основании анализа влияния температуры и интенсивности нагрева на свойства стали. На практике с этой целью выполняют исследование закалочного ряда, т. е. нескольких деталей, закаленных при различных режимах нагрева при строго фиксируемых электрических параметрах. Повторяемость режимов нагрева лучше всего контролировать по приборам, измеряющим электрические режимы работы индуктора (напряжение на его зажимах, ток индуктора) или ток первичной обмотки понижающего трансформатора. Для повышения точности измерения электрических параметров лучше использовать приборы с зеркальной шкалой.

Закалочное охлаждение деталей после кратковременного индукционного нагрева должно быть весьма интенсивным, что уже отмечалось в п. 1 данной главы. В основном в качестве закалочной среды применяют водяной душ как наиболее технологически удобное и дешевое средство. Интенсивность такого охлаждения определяется расходом воды, частотой и размером отверстий в спрей-

ере, длиной струй (от истечения из спрейера до охлаждаемой поверхности детали) и углом их падения на охлаждаемую поверхность. Регулируя указанные параметры, можно изменять эквивалентный (усредненный в диапазоне температур охлаждения от 800 до 100 °С) коэффициент теплоотдачи от $0,9 \cdot 10^4$ до 20×10^4 Вт/(м²·К).

Рекомендуется изготавливать спрейеры с отверстиями диаметром 2 мм в количестве 4—6 отверстий на 1 см² поверхности охлаждения. Для обеспечения достаточной интенсивности охлаждения расход воды должен превышать 0,5 м³/(с·м²), зазор между спрейером и охлаждаемой поверхностью принимают равным 5—15 мм. При необходимости увеличения зазора следует увеличивать расход воды.

В последние годы в СССР и за рубежом предложены в качестве закалочных жидкостей водные растворы органических и неорганических соединений, таких как полиакриламида (ЗСП-1), триэтанолamina [с добавлением поливинилового спирта (ТЭАПС)], «Аквапласта», осмидов и других. Эти среды используют и при душевом способе подачи на охлаждаемую поверхность. Указанные среды обладают меньшей охлаждающей способностью, чем водяной душ и были рекомендованы для предотвращения трещин при закалке деталей сложной конфигурации (с отверстиями, шпоночными канавками, резкими переходами сечений, являющимися концентраторами напряжений при термической обработке). Однако прибегать к использованию упомянутых растворов следует лишь в отдельных случаях, поскольку, как показывает практика индукционной поверхностной закалки, в большинстве случаев отсутствие закалочных трещин надежно гарантируется и при охлаждении водяным душем или потоком за счет правильного выбора режимов нагрева (без перегрева поверхности), рациональной конструкции охлаждающих устройств, обеспечивающей равномерное интенсивное закалочное охлаждение деталей, и применения самоотпуска.

Особенностью душевого охлаждения является необходимость постоянного и внимательного ухода за спрейерами, периодической (1 раз в смену и иногда чаще) очистки отверстий (продувки их сжатым воздухом), так как их засорение может привести к некачественной закалке. В этом отношении большими преимуществами обладает охлаждение быстро движущимся потоком воды.

6. Технология объемно-поверхностной закалки при индукционном нагреве

Этот метод был предложен К. З. Шепеляковским и предназначен для упрочнения ответственных тяжело нагруженных деталей машин.

Принцип метода состоит в согласовании прокаливаемости применяемой стали с размерами упрочняемых сечений детали. Метод

иллюстрируется схемой, представленной на рис. 35. На рис. 35 графически представлено распределение скоростей охлаждения $v_{охл}$ по сечению детали, нагретой насквозь и подвергнутой интенсивному закалочному охлаждению. Если применяют сталь с критической скоростью охлаждения $v_{кр}$, лежащей между скоростью охлаждения на поверхности и в середине детали ($v_{пов} > v_{кр} > v_{серед}$), то в поверхностных слоях, где $v_{охл} > v_{кр}$, произойдет мартенситное превращение; а в глубинных слоях, где $v_{охл} < v_{кр}$, аустенит распадется с образованием феррито-цементитной смеси (сорбита или троостита закалки).

Рассмотрим особенности объемно-поверхностной закалки.

1. Детали изготавливают из сталей, прокаливаемость которых должна быть ограничена таким образом, чтобы при глубоком (сквозном) нагреве и резком закалочном охлаждении на мартенсит закаливался бы лишь поверхностный слой требуемой толщины, аустенит в глубинных слоях при этом претерпевает распад на структуру сорбита или троостита закалки. Таким образом за один цикл нагрева и охлаждения в деталях достигается сочетание упрочненного поверхностного слоя с высокой твердостью (обычно не ниже $HRC\ 62$) при одновременном упрочнении глубинных слоев на твердость $HRC\ 30-45$. При этом в поверхностном слое возникают остаточные сжимающие напряжения (300—700 МПа), повышающие усталостную и контактно-усталостную прочность деталей.

Прокаливаемость стали выбирают таким образом, чтобы глубина слоя закалки до структуры полумартенсита (50 % мартенсита и 50 % троостита) составляла 0,15—0,25 от диаметра или толщины упрочняемого сечения при заданных его размерах.

Поскольку прокаливаемость стали является основным фактором, определяющим глубину закаленного слоя, при объемно-поверхностной закалке применяют стали с ограниченной по верхнему и нижнему пределам прокаливаемостью, названные сталями регламентированной (РП) или пониженной (ПП) прокаливаемости.

В настоящее время в промышленности применяют стали марок 58 (55ПП) (для шестерен среднего модуля, крестовин кардана грузовых автомобилей и др. деталей с размерами сечения

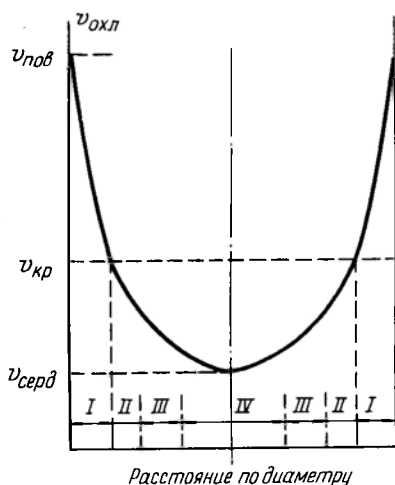


Рис. 35. Схема распределения скоростей охлаждения и последовательность расположения структур в сечении стального образца, подвергаемого объемно-поверхностной закалке: I — мартенсит; II — мартенсит + троостит; III — троостит закалки; IV — сорбит закалки

упрочняемых элементов 10—20 мм), 47ГТ (для полуосей грузовых автомобилей с диаметром стебля 45—50 мм), ШХ4 (для колец подшипников качения с толщиной стенки 14—20 мм). Эти стали выплавляют с добавками элементов-модификаторов (алюминия, титана) и в связи с этим они имеют малую склонность к росту аустенитного зерна при нагреве под закалку. Для уменьшения прокаливаемости и ее стабилизации в сталях ПП и РП снижено и поддерживается в более узких пределах содержание постоянных примесей (кремния, марганца, никеля, меди). Перечисленные марки не исчерпывают возможную номенклатуру сталей для объемно-поверхностной закалки и явились лишь первыми, созданными за сравнительно короткий период существования этого метода закалки. Показано, что эффект объемно-поверхностной закалки может быть получен на сталях с весьма широким диапазоном содержания углерода (0,2—1,2 %).

2. Детали подвергают сравнительно медленному индукционному нагреву (за время порядка 20—180 с) на глубину, не меньше чем в два раза превышающую требуемую глубину закалки. Сечения зон, определяющих нагрузочную способность деталей (например, зуба шестерни, поперечное сечение торсионов и др.), прогреваются, как правило, насквозь.

Применение сравнительно медленного индукционного нагрева (при удельной мощности 0,05—0,2 кВт/см²) определяет небольшую мощность нагревательных установок и упрощает конструкцию индукторов (так шестерни среднего модуля можно нагревать в индукторе с цилиндрической поверхностью).

Целесообразно использовать программированный индукционный нагрев до заданной температуры закалки и последующей изотермической выдержкой, либо нагрев с малой скоростью в диапазоне температур фазовых превращений (2—10° С/с). Соответствующие устройства для программного регулирования режимов нагрева разработаны и их используют в промышленности. Для обеспечения оптимальных термических параметров нагрева достаточно 3—5 ступеней регулирования выбранных электрических параметров (напряжения на зажимах индуктора либо тока в первичной обмотке закалочного трансформатора).

Режим аустенитизации выбирают так, чтобы обеспечить образование аустенита и его гомогенизацию при величине аустенитного зерна не крупнее 11 балла стандартной шкалы.

3. Закалочное охлаждение осуществляют быстро движущимся потоком воды (при скорости его движения относительно закаливаемой поверхности 10—30 м/с) или водяным душем. Применение интенсивного охлаждения является принципиально необходимым для создания значительного перепада скоростей охлаждения по сечению деталей, что обеспечивает стабильность глубины закаленного слоя при плавочных колебаниях прокаливаемости стали.

По сравнению с душем охлаждение потоком воды является более равномерным; охлаждающие устройства не требуют столь тщательного ухода.

На рис. 36 представлена схема устройства для закалочного охлаждения потоком воды. Равномерность охлаждения в данном устройстве обеспечивается наличием камеры выравнивания давления (местное расширение полости прохода воды в зоне ее выхода из подводящих патрубков) и сохранением плотности потока за счет сужения проходного сечения воды по мере ее продвижения вдоль закаливаемой поверхности детали. Этой же цели служит поддержание в камере избыточного давления воды 0,1—0,2 МПа за счет ограничения проходного сечения на выходе воды из закалочного устройства. Столь обильное охлаждение не сопровождается большим общим расходом воды, так как вода в установках движется по замкнутому циклу: водяной бак — насос — закалочное устройство — водяной бак. При необходимости предусматривается охлаждение воды в баке (например, прокачкой через градирню).

Многолетняя промышленная практика использования объемно-поверхностной заковки для упрочнения тяжело нагруженных деталей машин (шестерен, полуосей, деталей подшипников качения) показала высокую конструктивную прочность таких деталей, не уступающих (а зачастую и превосходящих) по надежности и долговечности цементованным и нитроцементованным деталям. При этом обеспечивается экономия легирующих элементов за счет снижения степени легирования применяемых сталей, резко уменьшается трудоемкость термической обработки.

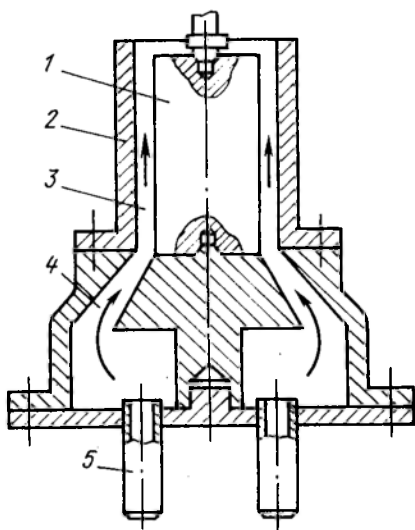


Рис. 36. Схема закалочного устройства для охлаждения потоком воды:

1 — закаливаемая деталь; 2 — корпус закалочного устройства; 3 — рабочий зазор; 4 — полость для выравнивания давления; 5 — питающие патрубки

7. Отпуск стали после поверхностной заковки при индукционном нагреве

Поверхностно-закаленные детали подвергают, как правило, низкому отпуску при температурах 150—250 °С. Такой отпуск обеспечивает повышение (в 1,5—2 раза) прочности закаленной стали, сохраняет в поверхностных слоях остаточные напряжения сжатия и не приводит к существенному снижению твердости.

Отпуск в основном выполняют в электропечах (с вентиляторами для выравнивания температуры в рабочем пространстве) или в масляных ваннах. Продолжительность отпуска 1,5—3 ч в зависимости от размеров изделий.

В последние годы все большее применение находит электроотпуск при индукционном нагреве. Этот отпуск осуществляют при повышенной температуре (на 50—100 °С по сравнению с отпуском в печи), но за меньшее время (десятки секунд).

Весьма эффективно применение самоотпуска, осуществляемого путем прерывания закалочного охлаждения в момент, когда в поверхностных слоях уже произошло мартенситное превращение, а температура сердцевины еще существенно выше температуры M_n . После прекращения охлаждения поверхность детали разогревается за счет тепла, оставшегося в глубинных слоях и сердцевине, таким образом происходит отпуск поверхностных слоев. Ввиду кратковременности при самоотпуске необходимо применять более высокие температуры, чем при отпуске в печи, для получения одинаковой твердости. Это превышение составляет 75—85 °С для стали 45 и 50—65 °С для стали 40Х. Показано, что равной твердости соответствуют равные свойства деталей независимо от вида отпуска: самоотпуска, отпуска при индукционном нагреве или в печи.

Технологически самоотпуск очень удобен, однако его применение сдерживается из-за трудности обеспечения его стабильности (нужны надежные быстродействующие краны открывания и запираания водяного потока со временем срабатывания 0,1—0,2 с. Нагрев всех деталей должен быть строго одинаковым, что требует автоматической стабилизации электрических параметров индуктора). Температура охлаждающей воды также должна быть постоянной.

Гораздо более широко самоотпуск используют в качестве эффективного средства предотвращения закалочных трещин. С этой целью во всех процессах поверхностной закалки при индукционном нагреве длительность закалочного охлаждения выбирают таким образом, чтобы обеспечить самоотпуск при 100—150 °С. Температура самоотпуска контролируется термокарандашами, серийно выпускаемыми отечественной промышленностью. Окончательно свойства деталей в этом случае формируются при последующем отпуске деталей в печах, ваннах либо при индукционном нагреве.

8. Контроль качества закалки

Виды и объем контроля определяются индивидуально в каждом конкретном случае в соответствии с назначением детали, уровнем обеспечения стабильности параметров нагрева и других операций цикла закалки.

Обычно в процессе производства контролируют:

1. Твердость поверхности (измеряют твердомерами либо, в крайнем случае, оценивают тарированным напильником с незатупленной насечкой);

2. Отсутствие трооститных пятен на закаленных поверхностях путем травления «тройным» реактивом;

3. Отсутствие трещин (внешним осмотром; магнитной, люминисцентной и др. видами дефектоскопии);

4. Деформацию деталей при термической обработке.

Контроль по пп. 1—4 целесообразно проводить выборочно через каждые 1—2 ч работы.

Кроме того, периодически (обычно в начале очередной смены) одну деталь направляют в лабораторию для металлографического анализа структуры и глубины закаленного слоя, измерения твердости поверхности и сердцевины на вырезанных темплетах.

По характеру поверхностной закалки при индукционном нагреве, когда каждая деталь нагревается и охлаждается, как правило, индивидуально, весьма перспективно применение приборов неразрушающего контроля, позволяющих осуществлять автоматический сплошной контроль деталей на выходе из закалочной установки. Отдельные образцы таких приборов созданы и их используют в промышленности.

9. Рекомендации по разработке технологических процессов термической обработки при индукционном нагреве

В общем случае разработка технологии включает следующие этапы:

1. Оценка возможности и целесообразности (технической и экономической) применения термической обработки при индукционном нагреве, исходя из требуемых свойств деталей, определяемых характером и величиной действующих эксплуатационных нагрузок. На данном этапе обосновывают выбор твердости, глубины и расположения закаленного слоя, допустимой деформации. На этом этапе выбирают вариант поверхностной закалки.

2. Выбор частоты, типа и мощности преобразователей частоты.

3. Разработка конструкции опытного индуктора. Основные параметры некоторых типов индукторов для нагрева деталей простых геометрических форм могут быть определены расчетом. Для деталей сложной формы индукторы обычно проектируют на основе имеющегося опыта или по литературным данным с последующей их экспериментальной доводкой. При необходимости нагрева крупногабаритных деталей с постоянным сечением (валов, полос и т. п.) отработка конструкции индуктора и режимов нагрева может быть выполнена на модельных образцах меньшей длины с тем же сечением с последующим пересчетом на нагрев реальных деталей.

4. Определение электрических режимов нагрева в соответствии с предварительно разработанными термическими параметрами.

5. Выбор метода и при необходимости разработка схемы автоматической стабилизации или регулирования электрических режимов нагрева.

6. Разработка конструкции устройства для закалочного охлаждения.

7. Закалка опытных деталей или модельных образцов с целью уточнения оптимальных термических режимов; при этом должны записываться термические кривые нагрева с помощью осциллографов или быстродействующих потенциометров типа КСП с использованием термопар (обычно хромель-алюмелевых) с диаметром электродов 0,3—0,5 мм. Электроды термопар приваривают точечной сваркой к поверхности деталей в наиболее ответственных зонах.

При этом контролируют отсутствие трооститных пятен (травлением «тройным» реактивом), измеряют твердость на поверхности и по сечению деталей, металлографическим анализом определяют структуру и глубину закаленного слоя, измеряют закалочную деформацию и определяют поле допуска на последующую механическую обработку.

По выбранному оптимальному режиму проводят закалку и отпуск опытной партии деталей для механических испытаний.

8. Лабораторные, стендовые и эксплуатационные испытания деталей. Необходимо иметь в виду, что результаты лабораторных и стендовых испытаний, которые обычно для сокращения времени испытаний проводят со значительными перегрузками, не всегда объективно отражают реальную долговечность и надежность поверхностно-закаленных деталей. Это связано с тем, что при перегрузках, превышающих допустимые в эксплуатации, возрастают рабочие напряжения как в закаленном слое, так и в зонах за его пределами, которые по условиям эксплуатации не предназначены для восприятия таких нагрузок, что приводит к преждевременным поломкам деталей. Поэтому выбор метода ускоренных испытаний имеет принципиальное значение для оценки реального качества деталей.

9. Конструирование и изготовление промышленной установки, обеспечивающей автоматическое выполнение всего технологического цикла закалки, механизацию загрузки и выгрузки деталей.

10. Наладка установки, отработка параметров нагрева и охлаждения, обеспечивающих выполнение установленных ранее термических режимов нагрева и условий охлаждения.

11. Разработка технологической документации по выполнению закалки, контролю качества деталей и мерам техники безопасности.

РЕКОМЕНДАТЕЛЬНЫЙ БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

Головин Г. Ф., Зимин Н. В. Технология термической обработки металлов с применением индукционного нагрева. Л.: Машиностроение, 1979. 120 с.

Кидин И. Н. Физические основы электротермической обработки металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1969. 375 с.

Кисин В. И., Ковригин В. А., Куликова Н. А. — МнТОМ, 1984, № 7, с. 12—14.

Коломейцева М. Б., Кулаков Л. Н., Пушкарев С. М. Программное регулирование индукционного нагрева. М.: Энергия, 1972. 58 с.

Романов Д. И. Электроконтактный нагрев металлов. М.: Машиностроение, 1981. 164 с.

Слухоцкий А. Е., Рыский С. Е. Индукторы для индукционного нагрева. Л.: Энергия, 1974. 264 с.

Шамов А. Н., Бодажков В. А. Проектирование и эксплуатация высокочастотных установок. Л.: Машиностроение, 1974. 280 с.

Шепеляковский К. З. Упрочнение деталей машин поверхностной закалкой при индукционном нагреве. М.: Машиностроение, 1972. 287 с.

Глава VI

ОСНОВЫ ТЕХНОЛОГИИ ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Химико-термическая обработка, осуществляемая путем насыщения поверхности стали соответствующими элементами (C, N, Al, Cr, Si) является одним из основных видов термической обработки, широко применяемых в промышленности. Она позволяет в широких пределах изменять состав, структуру и свойства по-

верхностного слоя изделия и используется в основном для следующих целей: а) для упрочнения, повышения износостойкости и усталостной прочности деталей (цементация, нитроцементация, азотирование); б) в качестве дополнительной обработки, повышающей стойкость инструмента (различные виды низкотемпературного газового или жидкостного азотирования, карбонитрация); в) для придания поверхности изделий особых свойств: окалино- и кислотостойкости, износостойкости и др. (алитирование, хромирование и др.).

1. Цементация

Цементацию с последующей термической обработкой применяют для обеспечения высокой твердости и износостойкости поверхностного слоя, высокой прочности деталей при контактных, изгибающих и крутящих циклических нагрузках. Долговечность и надежность цементованных изделий и допустимый уровень их нагружения в эксплуатации определяются следующими параметрами: составом применяемой стали, толщиной и структурой цементованного слоя, наличием дефектов в слое, структурой и твердостью глубинных слоев и сердцевины.

Основные требования, предъявляемые к цементованным изделиям

Содержание углерода, твердость и структура цементованного слоя

Эти параметры определяют износостойкость изделий, а также в значительной степени их контактную выносливость и сопротивление усталости при изгибе и кручении.

Содержание углерода в поверхностном слое после насыщения должно составлять 0,8—1,0 %. При меньшем уровне снижается контактная выносливость стали, при более высоком содержании возрастает хрупкость и снижается усталостная прочность изделий.

Твердость поверхности деталей после цементации и термической обработки должна быть в пределах *HRC* 58—62.

Оптимальная структура поверхностного слоя — мелкоигольчатый мартенсит с небольшими равномерно распределенными изолированными участками остаточного аустенита. Полное отсутствие остаточного аустенита (за исключением случаев специальной многократной термической обработки после цементации) свидетельствует о недостаточном насыщении или плохих условиях охлаждения при закалке. Недопустимы карбиды в виде сетки, а также крупные изолированные карбиды, так как при этом возрастает хрупкость стали.

Толщина диффузионного слоя

Толщина диффузионного слоя влияет прежде всего на контактную выносливость и усталостную прочность изделий и назначается

в зависимости от размеров и условий эксплуатации изделий. При малой толщине слоя возможно его продавливание при контактных нагрузках (бринеллирование), либо преждевременное усталостное разрушение ввиду недостаточной прочности стали во всей зоне действия высоких рабочих нагрузок. При излишне большой толщине слоя уменьшаются остаточные напряжения сжатия в поверхностном слое и снижается усталостная прочность изделий.

Качество цементованных изделий рекомендуется оценивать не по общей толщине диффузионного слоя, а по эффективной его толщине, характеризуемой контрольной твердостью *HRC* 50, что соответствует концентрации углерода в слое свыше 0,4 %. В ряде случаев, для наиболее тяжело нагруженных изделий (шестерни массового производства и т. п.) толщину упрочнения оценивают по контрольной твердости *HV* 540 и даже *HV* 600.

Наиболее высокая усталостная прочность получается при толщине слоя 10—15 % от толщины (диаметра) упрочняемого сечения. Для типовых деталей в различных отраслях промышленности существуют отдельные более конкретные рекомендации по выбору толщины слоя, подтвержденные многолетним опытом эксплуатации этих деталей. В частности существуют отдельные нормы для шестерен (см. гл. XXII), деталей подшипников (гл. XXIII).

На выбор толщины слоя оказывает влияние и прочность сердцевины изделий. Так, при использовании легированных цементуемых сталей с повышенным содержанием углерода (до 0,3 %) толщина цементованного слоя должна быть уменьшена.

Структура и твердость сердцевины

Структура сердцевины должна состоять из малоуглеродистого мартенсита или нижнего бейнита с твердостью *HRC* 29—43. Выделения феррита, особенно по границам зерен, не допускаются, даже если твердость сердцевины находится в оптимальных пределах, так как в этом случае резко снижается усталостная прочность изделий. При твердости сердцевины свыше *HRC* 43, что может быть при использовании стали с содержанием углерода выше 0,3 %, снижаются остаточные сжимающие напряжения в поверхностном слое и уменьшается усталостная прочность.

Дефекты структуры цементованного слоя

К ним относятся: образование структур немартенситного типа, появление сетки цементита, повышенное количество цементитных включений, остаточный аустенит при большом его содержании, аномальность структуры.

Дефекты в виде трооститной полосы или сетки в поверхностной зоне либо по всей толщине цементованного слоя являются следствием недостаточного насыщения (пониженного содержания углерода в слое), недостаточной скорости

охлаждения при закалке (например, вследствие слишком большой массы одновременно закаливаемых деталей), неправильного выбора стали (недостаточной прокаливаемости цементованного слоя при использовании для массивных деталей низколегированных сталей).

Появление немартенситных составляющих связано также с внутренним окислением поверхностного слоя в результате диффузии кислорода из насыщающей атмосферы. При этом на нетравленных шлифах в тонкой поверхностной зоне (толщиной до 0,05 мм) наблюдаются отдельные мелкие темные включения или цепочки из них. Твердый раствор обедняется легирующими элементами, прокаливаемость в этой зоне снижается и появляются немартенситные составляющие в структуре.

В зоне внутреннего окисления значительно снижается микротвердость, уменьшается содержание остаточного аустенита. Резко снижаются прочностные свойства деталей, в особенности предел выносливости.

Механизм возникновения дефектной структуры в связи с внутренним окислением весьма сложен. В частности, в работах НИИТАвтоПром (В. М. Зинченко и др.) предлагается следующее объяснение: на начальной стадии цементации (в течение примерно 1 ч) тонкая поверхностная зона пересыщается углеродом, по границам зерен образуется тонкая цементитная сетка; далее карбиды насыщаются кислородом и кремнием, что вызывает их окисление и графитизацию; образуются включения, представляющие собой смесь оксидов, графита и остатков карбидов. При этом твердый раствор обедняется углеродом и легирующими элементами, прокаливаемость этой зоны слоя уменьшается, в структуре появляются немартенситные продукты превращения аустенита.

Если изделия после цементации шлифуют, то дефектный слой, обусловленный внутренним окислением, при этом удаляется. Если после цементации дополнительную механическую обработку не проводят, то предупредить образование этого дефекта или ослабить его вредное влияние можно за счет использования сталей с пониженным содержанием хрома и марганца (не более 1 % каждого), дополнительно легированных молибденом (0,4—0,5 %), не образующим окислов при таких концентрациях; либо дополнительным легированием стали азотом в заключительной стадии процесса цементации. Азот повышает устойчивость аустенита и, соответственно, прокаливаемость стали.

Рекомендуется также увеличивать прокаливаемость поверхностной зоны за счет повышения концентрации углерода, для чего в конце процесса цементации предложено увеличивать углеродный потенциал насыщающей атмосферы, а в начальный период насыщения поддерживать его пониженным с целью уменьшения карбидообразования в этот период.

Сетка цементита создает опасность образования шлифовочных трещин и выкрашивания слоя при работе изделий.

Образование сетки предупреждается поддержанием требуемого углеродного потенциала атмосферы, либо ступенчатым температурным режимом насыщения, которое заканчивается при пониженной температуре (на 10—20 °C выше A_{c1}). Появление цементитной сетки может быть связано также с режимами последующей термической обработки.

Повышенное содержание остаточного аустенита характерно для высоколегированных сталей с большим содержанием никеля и приводит к пониженной твердости поверхностного слоя. Поэтому такие стали закалке непосредственно после насыщения не подвергают, а используют более сложную термическую обработку, включающую промежуточный высокий отпуск и последующую закалку с отдельного нагрева. Подробнее технология такой обработки описана в гл. XXIII для деталей крупногабаритных подшипников из цементуемых сталей.

Для среднелегированных сталей появление большого количества остаточного аустенита свидетельствует о неоптимальности режимов цементации и последующей термической обработки (перенасыщении поверхностного слоя углеродом, завышенной температуре цементации или последующей закалки).

Аномальность структуры проявляется в присутствии структурно свободного феррита в виде сетки или отдельных включений. Она в основном наблюдается в углеродистых сталях и является следствием некачественной исходной структуры. Мерами ее предупреждения являются: правильный выбор температурно-временных режимов горячей пластической деформации (ковки, горячей штамповки) и последующего охлаждения заготовок, повышение температуры и длительности нагрева при цементации или закалке, увеличение скорости охлаждения при закалке, обогащение слоя в процессе насыщения азотом, легирование стали марганцем (свыше 0,6 %) и хромом (свыше 0,2—0,4 %).

Стали для цементации

Для того, чтобы удовлетворить перечисленным требованиям, стали должны обладать:

1. Закаливаемостью на твердость HRC 29—43, что обеспечивается при содержании углерода не выше 0,3 %. В большинстве случаев используют стали, содержащие менее 0,24 % С.

2. Прокаливаемостью, обеспечивающей получение требуемой структуры сердцевины.

3. Наследственной мелкозернистостью, что позволяет использовать непосредственную закалку с цементационного нагрева или с подстуживанием. С этой целью предпочтительны стали, выплавленные с добавками титана, ванадия, алюминия и других элементов, создающих эффект наследственной мелкозернистости.

4. Хорошей технологичностью при механической обработке (резанием и давлением).

5. Технологичностью при насыщении и последующей термической обработке, которая характеризуется склонностью к насыщению и образованию дефектов цементованного слоя, а также возможностью применения наиболее простой последующей термической обработки (непосредственной закалки с охлаждением в масле). В этом отношении высоколегированные хромоникелевые стали уступают низколегированным, так как первые из-за опасности большого содержания остаточного аустенита не допускают непосредственной закалки с цементационного нагрева.

Углеродистые стали марок 08, 10, 15, 20 и др., закаливающиеся в воде, что сопровождается повышенной деформацией, применяют редко, лишь для малонагруженных деталей с рабочим сечением не более 15—25 мм, работающих в основном на износ.

Низколегированные стали с содержанием 0,12—0,15 % С марок 15Х, 20Х, 15Г, 20ХН, 15ХФ и др. применяют для более нагруженных деталей с сечением до 35 мм.

Легированные стали повышенной прочности с 0,12—0,20 % С марок 20ХГР, 12ХН2, 15ХГНТА, 18ХГТ, 20ХНМ и др. предназначены для деталей с сечением до 50—75 мм, работающих при высоких удельных нагрузках.

Крупные детали ответственного назначения с максимальным рабочим сечением до 100—120 мм изготавливают из цементуемых сталей высокой прочности, содержащих 0,12—0,30 % С и легированных хромом, марганцем, никелем и др. элементами (12ХН3А, 20ХН3А, 20ХГНМ, 23ХГН2М, 18Х2Н4ВА, 20Х2Н4А, 25ХГНМТ, 25ХГНМАЮ и т. д.).

Подготовка изделий к цементации

Изделия должны быть сухими и чистыми, без следов масла, жира, смазочно-охлаждающих жидкостей. Рекомендуется перед цементацией обезжировать их в щелочной ванне (70 г/л едкого натра, 60 г/л тринатрийфосфата, 7 г/л жидкого стекла) при температуре 80 °С с последующей промывкой в горячей воде и сушкой горячим воздухом.

Отсутствие цементованного слоя обеспечивается либо припусками на последующую механическую обработку, либо местной защитой отдельных поверхностей слоем меди или хрома, наносимых электролитическим способом, либо использованием специальных защитных паст.

Технология цементации

Цементация в твердом карбюризаторе. Детали вместе с карбюризатором упаковывают в цементационный ящик из низкоуглеродистой стали. В качестве карбюризатора

используют древесный уголь с размером зерен 3—10 мм в смеси с 20—25 % BaCO_3 и 3,5—5 % CaCO_3 . Объем, занимаемый деталями, должен составлять 15—30 % объема цементационного ящика. Детали упаковывают с промежутками 5—15 мм. Рабочую смесь составляют из 30 % свежего и 70 % отработанного карбюризатора. Ящик герметизируют жароупорной глиной.

При взаимодействии древесного угля с кислородом воздуха, находящегося в ящике, образуется окись углерода, которая при разложении дает активный углерод ($2\text{CO} = \text{C} + \text{CO}_2$), диффундирующий в сталь. Углекислые соли щелочных и щелочноземельных металлов (BaCO_3 , CaCO_3 , Na_2CO_3) активизируют процесс.

Цементацию проводят при температурах 930—950 °С.

Продолжительность цементации для получения толщины слоя 0,5—1,5 мм в среднем оценивают из расчета скорости насыщения 0,1 мм в 1 ч.

Для цементации используют камерные или шахтные печи, что является преимуществом способа в условиях индивидуального и мелкосерийного производства. В массовом и крупносерийном производстве цементацию в твердом карбюризаторе не применяют ввиду следующих ее недостатков: низкой производительности, невозможности регулирования степени насыщения, большой длительности и повышенного расхода энергии в связи с необходимостью прогрева ящиков и карбюризатора, необходимости больших производственных площадей, невозможности непосредственной закалки после цементации.

Цементация с использованием жидких карбюризаторов. В качестве карбюризаторов в печь подают жидкости, богатые углеводородами и разлагающиеся при высокой температуре с образованием активного углерода. Интенсивность подачи определяют по количеству капель жидкости в 1 мин. В 1 см³ жидкости содержится около 25—30 капель.

Наиболее часто используют керосин, бензол, пиробензол, синтин и некоторые масла. Эти жидкости различаются содержанием углеводородов ароматического ряда и парафиновых углеводородов, которые оказывают влияние на процесс цементации в связи с образованием на поверхности изделий сажи, кокса и асфальто-смолистых веществ, затрудняющих насыщение.

Температура цементации составляет 930 °С, реже 950 °С с целью сокращения продолжительности процесса (до 15 %). Продолжительность выдержки зависит от температуры процесса и типа карбюризатора и в среднем оценивается из расчета скорости насыщения 0,15—0,17 мм толщины слоя за 1 ч.

Цементацию с использованием жидких карбюризаторов выполняют главным образом в шахтных, реже ретортных, печах. При цементации в шахтных печах детали загружают в печь на специальных подвесках, в корзинах или на штанговых приспособлениях, размещая их в рабочем пространстве печи таким образом, чтобы поток насыщающего газа свободно омывал поверх-

ности деталей, подлежащих цементации. При укладке должно быть предотвращено коробление деталей при высокой температуре под действием собственной массы или массы других деталей.

После загрузки деталей в предварительно прогретую печь для предотвращения их окисления и обезуглероживания ведут продувку печи при подаче карбюризатора в количестве 35—40 % от полной подачи при последующем насыщении.

Печь обязательно должна быть оснащена вентилятором, направление вращения крыльчатки которого для лучшей равномерности насыщения следует периодически (каждые 30 мин) изменять.

Количество подаваемой жидкости для шахтных печей типа Ц должно составлять 0,3—0,4 л/ч (120—180 капель/мин). При малой подаче ухудшается состав газа и снижается концентрация углерода в цементованном слое деталей, при излишне большой — активность насыщения также снижается из-за отложения на поверхности деталей сажи и кокса.

Можно контролировать процесс цементации по виду факела при горении отходящего газа, длина которого должна быть 150—300 мм, цвет пламени — оранжевый или желто-оранжевый без копоти.

Для того чтобы избежать перенасыщения (увеличения содержания углерода в слое сверх 1 %) используют комбинированный цикл, включающий две ступени: 1) активное насыщение в начальный период при интенсивной подаче карбюризатора (130—150 капель/мин); 2) выдержка для выравнивания содержания углерода по глубине слоя при подаче 25—50 капель/мин.

Детали после цементации не следует охлаждать на воздухе, так как при этом происходит их частичное обезуглероживание на глубину до 0,4 мм от поверхности. Даже при выдержке на воздухе перед погружением в масло в течение 1 мин снижается концентрация углерода в слое до 0,2 мм.

Цементация в газовых карбураторах. Процесс осуществляют либо в природном газе, либо предпочтительнее в контролируемой атмосфере на основе эндогаза.

Цементация с подачей в печь неразбавленного природного газа является вынужденной мерой и ее используют лишь при отсутствии площадей и оборудования для приготовления контролируемых атмосфер и при небольшом объеме производства. При этом из-за неконтролируемости насыщающей активности среды возможно пересыщение поверхности углеродом, либо выделение сажи на цементуемых деталях, препятствующее насыщению, что ухудшает качество деталей.

Основной разновидностью газовой цементации является цементация в контролируемых атмосферах с регулированием состава и насыщающей активности среды. Основой таких атмосфер является эндогаз. Однако он имеет низкий углеродный потенциал при температурах насыщения (0,2—0,4 % С). Поэтому для проведения процесса цементации в рабочее пространство печей необ-

ходимо добавлять природный газ в количестве 2—5 % и тем самым регулировать углеродный потенциал в требуемых пределах.

Цементация в контролируемых атмосферах в зависимости от требуемой производительности выполняется в шахтных печах типа Ц или СШЦМ, в универсальных камерных печах и агрегатах типа СНЦА, а также в проходных безмуфельных агрегатах.

Принято характеризовать производительность оборудования для цементации по возможному выпуску продукции при глубине цементованного слоя 1,0 мм.

Шахтные и универсальные камерные печи обеспечивают производительность до 30 кг/ч. Часто для повышения производитель-

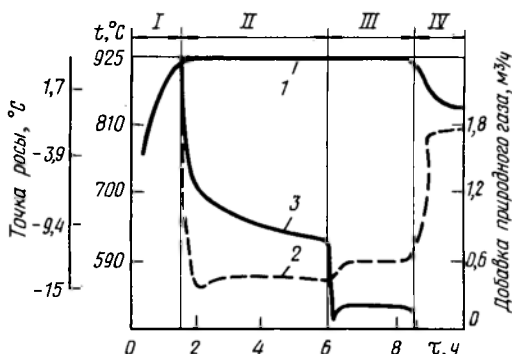


Рис. 37. Типовая диаграмма комбинированного цикла цементации в печи периодического действия: I — нагрев; II — активное насыщение; III — выдержка; IV — охлаждение; 1 — температура печи; 2 — точка росы печной атмосферы; 3 — количество добавляемого природного газа

ности используют комбинированный цикл цементации с повышенным углеродным потенциалом на первой стадии процесса насыщения и понижением его на второй стадии. Диаграмма комбинированного цикла цементации приведена на рис. 37.

Применение камерных агрегатов типа СНЦА позволяет проводить цементацию на современном уровне при требуемой часовой производительности до 150—180 кг изделий. В отличие от шахтных печей камерные агрегаты более приспособлены для цементации в газовых средах с автоматическим регулированием насыщающей способности среды, в них можно осуществить непосредственную закалку без контакта нагретых изделий с воздухом при их подстуживании и при переносе в закалочный бак. Агрегаты оснащены тамбуром, в который подается газовая атмосфера, и встроенным закалочным баком. Детали размещаются и транспортируются в агрегате на поддонах.

Типичный режим цементации изделий из низколегированных наследственно мелкозернистых сталей при садке массой 430 кг (детали вместе с поддонами) следующий: температура насыщения 930 °C, в камеру печи в течение 4 ч подается эндогаз в количестве 25 м³/ч (с точкой росы 0,5—4 °C) с добавкой 0,3 м³/ч пропана, в последние 2 ч подачу пропана прекращают, подстуживание ведут до 840 °C и садку переносят в закалочный бак с маслом.

Основным оборудованием для цементации деталей на заводах массового производства (автомобильных, тракторных, сельхоз-машиностроения и т. д.) являются автоматизированные безмуфельные агрегаты. Их применение экономически оправдано при требуемой производительности свыше 150—180 кг деталей в 1 ч.

Детали размещают на поддонах, перемещаемых толкателями через все печи и установки в составе агрегатов. Как правило, в состав агрегатов входят: моечная машина для промывки и сушки изделий; цементационная печь с камерами насыщения, выдержки и подстуживания; закалочный бак с маслом; моечная машина для промывки изделий от масла; печь для низкого отпуска.

Агрегат должен быть оснащен установками для приготовления атмосферы, используемой при цементации, а также приборами контроля и устройствами автоматического регулирования всех основных технологических параметров процесса (температуры, состава газов и др.).

Типовой режим химико-термической обработки изделий из среднелегированных цементуемых сталей включает: цементацию при 930 °С, подстуживание до 850 °С, закалочное охлаждение в горячем масле, низкий отпуск при 180 °С.

Цементацию проводят в среде эндогаза с добавкой 2—4 % метана или природного газа. При таком относительно малом содержании метан повышает углеродный потенциал атмосферы вследствие увеличения концентрации окиси углерода, но диссоциации метана с выделением свободного углерода не происходит. Увеличение количества добавляемого метана свыше 5 % приводит к выделению сажистого углерода, что нарушает однозначную зависимость между углеродным потенциалом и концентрацией H_2O и CO_2 и затрудняет регулирование углеродного потенциала по этим параметрам.

Обычно рекомендуется уменьшать количество добавляемого метана от начальной к последующим зонам цементационной печи, что отвечает комбинированному циклу цементации, повышающему производительность процесса. При этом в последнюю зону метан, как правило, не подается. В конце периода пребывания изделий в цементационной печи (за 10 мин до окончания процесса цементации) в состав атмосферы добавляют 5—10 % аммиака для повышения устойчивости аустенита и предотвращения появления немартенситных структур в поверхностном цементованном слое.

Однако работами, выполненными в последние годы в НИИТавтопроме, показано, что комбинированный цикл цементации (особенно без добавки аммиака в конце процесса), создает весьма благоприятные условия для формирования дефектов в структуре цементованного слоя и появления немартенситных продуктов превращения аустенита. В качестве мер предотвращения этого дефекта предложено наоборот повышать углеродный потенциал атмосферы на заключительной стадии процесса.

Автоматическое регулирование насыщающей способности среды проводят по содержанию H_2O (характеризуемому точкой росы), либо по содержанию CO_2 с помощью приборов, использующих инфракрасное излучение.

Следует учитывать возможность изменения углеродного потенциала газовой атмосферы за счет ее насыщения парами масла из закалочного бака, негерметичности печи, а также необходимость длительного восстановления атмосферы в печи после ремонта.

Цементация в псевдоожиженном слое. Высокий коэффициент массо- и теплопередачи, а также турбулентность смеси обеспечивают быстрый и равномерный нагрев и насыщение изделий. Скорость нагрева достигает $250\text{--}400^\circ\text{C}/\text{мин}$. Для насыщения используют графит, уголь и другие углеродсодержащие вещества, в качестве инертной среды для формирования «кипящего» слоя — шамот, кварцевый песок, окись алюминия и др. Применяют также подачу природного газа ($10\text{--}25\%$).

Технологическими параметрами наряду с температурой и длительностью процесса являются также скорость воздушного потока, размер частиц, вид карбюризатора и коэффициент расхода первичного воздуха.

Цементация из паст. На обрабатываемую поверхность наносят слой насыщающего вещества в виде суспензии, обмазки или шликера. Изделие просушивают и нагревают (предпочтительно индукционным способом) до $950\text{--}1050^\circ\text{C}$. Толщина слоя пасты должна в $6\text{--}8$ раз превышать требуемую толщину цементованного слоя. В качестве составляющих для приготовления паст используют сажу, кокс, древесноугольную пыль, соду или поташ, углекислый барий, феррохром, декстрин, веретенное масло и др. Скорость насыщения достигает $0,5$ мм толщины слоя в 1 ч.

Вакуумная цементация. При цементации в углеродсодержащей среде при пониженном давлении (вакуумной цементации) не наблюдается окисления и обезуглероживания стали на протяжении всего цикла термической обработки; появляется возможность значительного сокращения длительности процесса за счет активации поверхности и повышения температуры насыщения. Меньшее время насыщения компенсирует рост аустенитного зерна в стали при повышенной температуре. Наиболее перспективна вакуумная цементация для сталей с малой склонностью к росту зерна.

Процесс цементации включает следующие этапы: загрузку деталей в вакуумную печь и создание вакуума $1\text{--}10$ Па, нагрев до температуры цементации, выдержку для дегазации и активации поверхности деталей; подачу углеродсодержащего газа (метана) и выдержку деталей для насыщения; охлаждение садки в вакууме, в вакуумном масле или в азоте; разгрузку печи.

Технологическими параметрами процесса наряду с температурой нагрева и длительностью выдержки является состав атмосферы и давление. Содержание углерода в цементованном слое

регулируется цикличностью подачи цементирующего газа и парциальным давлением метана в печи. Конкретные режимы подбирают в зависимости от марки стали и типа деталей.

Ускорение процесса при вакуумной цементации весьма значительно. Так для стали 12ХНЗА при температуре цементации 925—990 °С и парциальном давлении метана 200—250 ГПа толщина цементованного слоя составила 0,7—0,8 мм при продолжительности выдержки 2,5 ч.

На стали 20Х3МВФА, менее склонной к росту зерна, цементация при 1025—1040 °С в течение 1 ч позволила получить толщину слоя 0,9 мм при удовлетворительной ее структуре.

Для вакуумной цементации используют печи типа СНВ с камерами цементации, охлаждения и встроенным закалочным баком. Печи оснащают блоками подготовки и дозирования газов, контроля состава и парциального давления газов.

Ионная цементация. Наиболее важны следующие ее преимущества:

1. Простота управления насыщением с помощью изменения электрических параметров тлеющего разряда и состава газовой среды.

2. Сокращение длительности процесса в 2—3 раза по сравнению с обычной газовой цементацией за счет интенсификации реакций взаимодействия на насыщаемой поверхности. При повышении температуры продолжительность процесса сокращается еще более, при этом не наблюдается внутреннее окисление, отсутствуют выделения сажи на деталях и в камере печи.

3. Уменьшается расход углеродсодержащих газов в 10 и более раз.

4. Улучшаются условия труда термистов.

Нагрев изделий простой формы осуществляется непосредственно тлеющим разрядом. Газовая среда содержит инертные и активные газы, например смесь аргона, диссоциированного аммиака и пропана. Углерод доставляется к поверхности изделий посредством ее бомбардировки атомами и ионами углерода, образовавшимися из молекул углеводородов в прикатодной области тлеющего разряда.

При цементации деталей сложного профиля (например, шестерен) возникают трудности с обеспечением равномерности слоя в связи с различным расстоянием участков насыщаемой поверхности от катода. В этом случае равномерность слоя может быть улучшена при предварительном подогреве изделий с помощью нагревательных элементов (графитовых).

Термическая обработка после цементации

Режимы охлаждения после цементации и режимы последующей термической обработки определяются устойчивостью стали к росту зерна, кинетикой распада переохлажденного аустенита в цемента-

ванном слое и сердцевине стали, положением температурного интервала мартенситного превращения.

Схемы режимов термической обработки приведены на рис. 38.

Для деталей из легированных наследственно мелкозернистых сталей в основном используют непосредственную закалку с подстуживанием до 800—850 °С (выше температуры A_{r3} сердцевины); реже — непосредственную закалку с температуры цементации (режимы I и II).

Детали из углеродистых сталей с крупным зерном аустенита после цементации, а также детали из легированных мелкозер-

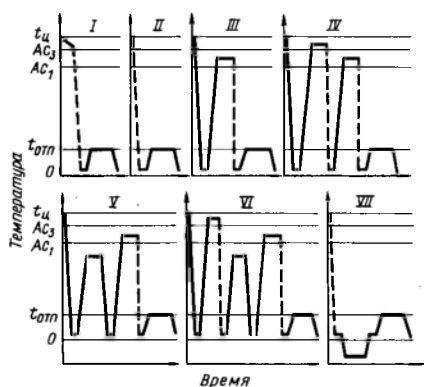


Рис. 38. Схема режимов термической обработки деталей после цементации (значения A_{c1} и A_{c3} приведены для сердцевины):

$t_{ц}$ — температура цементации; штриховые линии — закалочное охлаждение в масле

нистых сталей после твердой или газовой цементации в шахтных печах, подвергают закалке с повторного нагрева до температуры 760—780 °С (режим III). При этом достигается измельчение зерна в цементованном слое, но сердцевина подвергается неполной закалке, т. е. в ней феррит остается неперекристаллизованным.

Для ответственных деталей из этих сталей используют двойную закалку или нормализацию и закалку (режим IV). При первой закалке (или нормализации) с нагревом до 880—900 °С (выше A_{c3} сердцевины) устраняется цементитная сетка и измельчается зерно в сердцевине. При

второй закалке (760—830 °С) измельчается зерно в цементованном слое.

Для того, чтобы избежать обезуглероживания нагрев под закалку рекомендуется выполнять в защитных атмосферах.

В изделиях из высоколегированных хромоникелевых сталей после закалки с цементационного нагрева в структуре сохраняется много остаточного аустенита. Для его устранения выполняют высокий отпуск при 620—650 °С в течение 2—10 ч (режим V). При высоком отпуске в аустените происходит выделение дисперсных карбидов, твердый раствор обедняется углеродом и легирующими элементами, повышаются температуры начала и конца мартенситного превращения, что в итоге приводит к уменьшению количества остаточного аустенита при последующей закалке. Закалку выполняют с нагревом до температур 780—820 °С.

Для ответственных деталей из стали 18Х2Н4ВА с очень высокой устойчивостью переохлажденного аустенита применяют двойную закалку (режим VI).

Реже для уменьшения количества остаточного аустенита применяют обработку холодом (режим VII).

Для уменьшения деформации деталей их следует подвергать по возможности меньшему числу нагревов и использовать ступенчатую закалку в горячих средах.

Отпуск цементованных изделий проводят при температурах 160—180 °C.

Приведенные режимы наиболее распространены в промышленности, но они не исчерпывают всех возможных вариантов термической обработки после цементации.

Контроль качества цементованных изделий

Толщина слоя определяется обычно на образцах-свидетелях, изготовленных из той же стали и подвергнутых цементации и термической обработке по тем же режимам, что и детали. Толщину слоя оценивают по твердости или микроструктуре. В массовом производстве используют также неразрушающий контроль на приборах типа Бриро-Е (ВАЗ) по показаниям твердости при последовательном вдавливании алмазного конуса при двух нагрузках: 1850 Н и 10 000 Н.

Твердость поверхности и сердцевины, а также распределение твердости по слою. Измерение твердости в различных зонах поверхности (*HRC*, *HV*) проводят непосредственно в потоке обработки деталей. Твердость по сечению определяют в лаборатории на шлифах из цементованных деталей.

Микроструктуру проверяют в лаборатории на шлифах, приготовленных из цементованных деталей или образцов-свидетелей. В цементованном слое определяют дисперсность мартенсита, наличие и расположение карбидов, остаточный аустенит и дефекты слоя (сетка цементита, избыточные скопления карбидов, наличие троостита и др.).

Анализируют также структуру сердцевины, при этом основное внимание обращают на наличие феррита и его распределение.

Для оценки микроструктуры часто используют внутризаводские или отраслевые шкалы, разработанные применительно к конкретным маркам стали и изделиям.

Содержание углерода (и азота при нитроцементации) определяют послойным химическим или спектральным анализом.

Объем контроля качества деталей зависит от используемого оборудования, стабильности его работы и надежности контроля технологических параметров процесса химико-термической обработки. При мелкосерийном производстве в печах периодического действия объем контроля должен быть больше, при этом необходимо проверять каждую садку.

При массовом производстве в агрегатах с автоматическим управлением основными технологическими параметрами процесса контроль температуры, длительности процесса, расхода газов, состава атмосферы выполняют 2 раза в неделю при устойчивой

работе агрегата. Твердость и толщину цементованного слоя проверяют неразрушающими методами на одной-двух деталях через каждые 2—4 ч работы агрегата. Твердость и микроструктуру слоя и сердцевины, концентрацию углерода (и азота) в слое контролируют 2 раза в неделю в период проверки технологических параметров работы агрегата.

2. Нитроцементация

Нитроцементацию (совместное насыщение поверхностных слоев стали углеродом и азотом) выполняют на том же оборудовании, что и газовую цементацию. В индивидуальном и мелкосерийном производстве используют камерные агрегаты, на заводах массового производства — безмуфельные автоматизированные агрегаты. Насыщение ведется в тех же газовых средах, что и при цементации (в эндогазе с добавкой природного газа или метана), но с добавлением небольшого количества (1—5 %) аммиака.

Преимущества нитроцементации по сравнению с газовой цементацией в основном связаны с возможностью проведения процесса насыщения при более низкой температуре (830—860 °С), при этом скорость насыщения остается почти такой же, как и при газовой цементации при 930 °С. Это объясняется возрастанием скорости диффузии углерода в присутствии азота. Снижение температуры насыщения позволяет сохранить в стали мелкое зерно аустенита и проводить непосредственную закалку (с температуры насыщения или с подстуживанием), что уменьшает деформацию деталей (особенно при охлаждении в горячих средах по способу ступенчатой закалки). При этом повышается срок службы печного оборудования.

Кроме того, при нитроцементации за счет образования в слое дисперсных карбонитридов значительно повышается износостойкость, теплостойкость и коррозионная стойкость стали; равнозначная с цементованными деталями прочность достигается при меньших толщинах слоев. За счет легирования твердого раствора азотом снижается критическая скорость закалки, что создает условия для применения ступенчатой закалки.

Все эти преимущества проявляются лишь при правильном, строго контролируемом выполнении всего цикла обработки и при требуемой толщине нитроцементованного слоя, не превышающей 1 мм. При большей его толщине не удастся предотвратить образование в слое дефектов структуры (темная составляющая, карбонитриды в виде корочки или сетки по границам аустенитных зерен и др.), которые резко снижают прочность деталей.

Температура и продолжительность процесса

Влияние температуры насыщения на концентрацию углерода и азота в тонких образцах приведено на рис. 39.

Процесс нитроцементации рекомендуется проводить при температурах 830—860 °С. При меньшей температуре процесс насы-

щения замедляется, снижается концентрация углерода в слое, поверхностная зона пересыщается азотом, что приводит к охрупчиванию слоя и резкому переходу от насыщенного слоя к сердцевине. Повышение температуры процесса сверх оптимальной приводит к возрастанию концентрации углерода, снижению содержания азота в слое (см. рис. 39) и в результате к падению прочности и износостойкости деталей.

Длительность насыщения при нитроцементации (850 °С) для получения толщины слоя до 0,5 мм одинакова с длительностью насыщения при газовой цементации 930 °С.

Особенностью нитроцементации является двухстадийность насыщения во времени. На первой стадии (в течение 1 ч) сталь насыщается углеродом и азотом, затем при последующей выдержке наступает вторая стадия, характеризующаяся переходом азота из стали в газовую фазу (деазотирование) даже при высокой азотирующей активности насыщающей среды. Механизм деазотирования отличается от механизма обезуглероживания. Последнее происходит лишь при недостаточной активности насыщающей среды по углероду. Деазотирование происходит не вследствие изменения состава газовой фазы, а в результате кинетического взаимодействия атомов азота и углерода в стали, когда при достижении определенной концентрации атомы железа и азота взаимно вытесняют друг друга. Чтобы предотвратить деазотирование, рекомендуется осуществлять подачу аммиака только во второй стадии насыщения, за 2—2,5 ч до окончания процесса.

Структура поверхностного слоя должна состоять из мелко-игольчатого мартенсита с отдельными дисперсными частицами карбонитридов, азотистого цементита, карбидов и нитридов легирующих элементов.

Азот снижает температуру начала мартенситного превращения (каждые 0,1 азота снижают ее на 18,5 °С), поэтому в нитроцементованном слое обычно содержится значительное количество остаточного аустенита. В нитроцементованных слоях легированных сталей считается допустимым присутствие до 40—45 % остаточного аустенита, при этом обеспечивается высокая усталостная прочность и контактная выносливость. Для нешлифуемых шестерен легковых автомобилей в отдельных случаях допускается до 50 % остаточного аустенита, что способствует их хорошей прирабатываемости и бесшумности работы.

Следует, однако, учитывать, что остаточный аустенит снижает поверхностную твердость деталей и их износостойкость. Данные, приведенные на рис. 40, показывают допустимое содержание

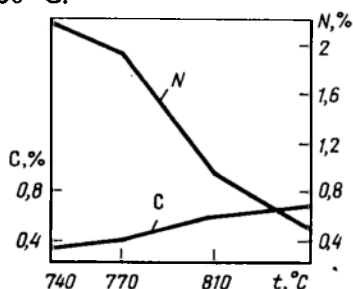


Рис. 39. Влияние температуры насыщения на концентрацию углерода и азота в тонких образцах

аустенита, исходя из заданной техническими условиями твердости.

Установлено, что оптимальное сочетание механических свойств обеспечивается для изделий из сталей 40Х, 25ХГТ, 30ХГТ при концентрации углерода на поверхности в пределах 0,65—0,9 % и суммарной концентрации азота и углерода 1—1,25 %, для молибденсодержащих сталей (25ХГМ) — при концентрации углерода на поверхности 0,75—1,20 и суммарном содержании углерода и азота 1,3—1,5 %.

При нитроцементации в слое возможны те же типы дефектов микроструктуры, что и при цементации, а также специфический

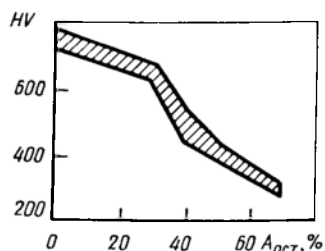


Рис. 40. Зависимость твердости поверхности от содержания остаточного аустенита в нитроцементованном слое

дефект — «темная составляющая». Последний дефект наблюдается на нетравленных шлифах в виде крупных включений — темной разорванной сетки, распространяющейся на глубину до 0,1 мм от поверхности. Образованию этого дефекта способствует повышенная концентрация азота в слое (свыше 0,4 %) и большая длительность нитроцементации. При этом в 5—6 раз снижается контактная выносимость и на 30—70 % усталостная прочность нитроцементованной стали. Природа темной составляющей однозначно не установлена. Большинство исследователей связывают этот дефект с образованием пор и окисных фаз. В частности есть сведения, что темные включения в нитроцементованном слое являются порами, заполненными графитом и смесью оксидов хрома, марганца и кремния, а также остатками карбидов. При образовании темной составляющей определяющую роль играют следующие процессы: активное насыщение стали азотом в начальный период процесса, образование нитридов, их диссоциация с замещением азота углеродом и образованием карбидов, окисление и графитизация карбидных фаз. Для предотвращения образования темной составляющей рекомендуют ограничивать подачу аммиака и толщину слоя (в пределах 1 мм), а следовательно, и продолжительность процесса насыщения, увеличивать углеродный потенциал атмосферы в конце процесса насыщения.

Состав газовых сред

Наиболее часто для нитроцементации применяют эндогаз с добавками богатых углеродсодержащих газов (метана, природного газа) и аммиака. Добавки аммиака разбавляют эндогаз и понижают его углеродный потенциал. Добавка богатых углеродом газов повышает концентрацию углеводородов в насыщающем газе и его активность.

Количество добавляемого метана обычно находится в пределах 0,5—5 %, при большем его содержании выпадает сажа и затрудняется регулирование углеродного потенциала.

Аммиак обычно добавляют в количестве 1—5 % в зависимости от требуемой глубины и температуры насыщения. С увеличением требуемой глубины слоя, а следовательно, и длительности процесса, содержание аммиака в атмосфере должно понижаться. С повышением температуры процесса появляется возможность увеличить добавку аммиака. Ограничение количества добавляемого аммиака и времени его подачи (не ранее чем за 2—2,5 ч до окончания насыщения) связано с необходимостью предупреждения образования темной составляющей и деазотирования.

Особенности термической обработки после нитроцементации

Основным процессом является непосредственная закалка с температуры насыщения или с подстуживанием.

Подстуживание до 800—820 °С способствует снижению легированности твердого раствора, уменьшению содержания остаточного аустенита и повышению твердости стали. Для того чтобы исключить обезуглероживание, в камере (зоне) подстуживания должна быть контролируемая атмосфера. Так как понижение температуры приводит к снижению углеродного потенциала, то состав среды в этой зоне должен быть скорректирован. Рекомендуется осуществлять контроль и регулирование атмосферы в зоне подстуживания по содержанию CO_2 , в то время как в зоне активного насыщения — по содержанию избыточного CH_4 .

Охлаждение при закалке проводят в масле с температурой 70—90 °С либо по режиму ступенчатой закалки в горячем масле с температурой 120—180 °С в зависимости от марки стали. Ступенчатая закалка уменьшает деформацию и стабилизирует размеры, а также форму деталей сложной конфигурации за счет снижения температурных напряжений.

При необходимости механической обработки отдельных поверхностей после нитроцементации, либо с целью улучшения структуры и механических свойств обрабатываемых деталей применяют закалку с повторным нагревом. При этом следует учитывать, что нитроцементованные стали особенно склонны к обезуглероживанию вследствие возрастания скорости диффузии углерода в присутствии азота. Поэтому повторный нагрев под закалку допустим лишь в защитной атмосфере с регулируемым углеродным потенциалом и заданной подачей аммиака.

3. Азотирование

При поверхностном легировании азотом достигается повышение твердости, износостойкости и коррозионной стойкости стали и сплавов. Уровень свойств зависит от состава применяемой стали, способа и режимов азотирования.

В основном в промышленности используют различные процессы низкотемпературного азотирования (при температуре 500—

600 °C), создающие высокую твердость поверхности и не вызывающие значительную деформацию изделий.

Высокотемпературное азотирование (600—1200 °C) применяют для высоколегированных сталей (ферритных и аустенитных) и тугоплавких металлов с целью повышения их износостойкости и жаропрочности.

Низкотемпературное азотирование проводят в газовых или жидких средах. Низкая температура процесса (500—600 °C) связана с необходимостью получения высокой твердости поверхностного слоя. В отличие от поверхностной закалки и цементации, при которых упрочнение достигается в результате мартенситного превращения, при азотировании высокая твердость поверхностного слоя создается за счет образования дисперсных нитридов (особенно легирующих элементов), и азотистого α (γ) твердого раствора, что сопровождается ростом микронапряжений. Повышение температуры процесса создает условия для коагуляции нитридов, при этом твердость снижается. Ввиду низкой температуры процесс низкотемпературного азотирования весьма длителен, особенно при его осуществлении в газовых средах. В жидких средах и особенно при ионном азотировании (в тлеющем разряде) процесс насыщения значительно ускоряется.

Основным преимуществом азотирования является возможность получения высокой износостойкости и сопротивления усталости изделий при их минимальном короблении и деформации. По износостойкости азотирования легированная сталь в 1,5—4 раза превосходит высокоуглеродистые закаленные и цементованные стали. При небольших толщинах слоя (0,01—0,2 от радиуса упрочняемого сечения) азотированные изделия характеризуются высоким сопротивлением усталости и малой чувствительностью к конструктивным и технологическим концентраторам напряжений. По контактной усталостной прочности азотированные детали уступают цементованным и поэтому для деталей, работающих при высоких контактных нагрузках, азотирование применять нецелесообразно.

Основной недостаток азотирования — большая длительность процесса.

Условиями достижения высокой конструктивной прочности азотированных изделий являются:

1. Получение бездефектного слоя с оптимальной структурой достаточной глубины.

Твердость поверхностного слоя зависит от состава применяемых сталей; наиболее высокая твердость и износостойкость получаются при азотировании сталей, содержащих нитридообразующие элементы (хром, молибден, алюминий, цирконий, ванадий, титан). Так, на быстрорежущих сталях твердость слоя достигает HV 1340—1460, на стали 38Х2МЮА HV 1100—1200. На углеродистых сталях твердость значительно ниже.

Поверхностный слой не должен быть излишне хрупким. Для предотвращения хрупкости ограничивают толщину зоны сплошных нитридов и избегают образования развитой нитридной сетки по границам аустенитных зерен. Толщина нитридной зоны зависит от состава стали и режимов азотирования. Так, на стали 38Х2МЮА после азотирования при температуре 520 °С толщина зоны сплошных нитридов не должна превышать 0,02—0,025 мм, при повышении температуры азотирования до 560—600 °С хрупкость нитридного слоя снижается и допускается большая его толщина.

2. Создание в азотированном слое остаточных напряжений сжатия, повышающих предел выносливости изделий. Причиной этого является увеличение удельного объема стали при насыщении ее азотом и уменьшение температурного коэффициента линейного расширения. Так, на изделиях из стали 38Х2МЮА остаточные сжимающие напряжения в поверхностном слое достигают 500—1000 МПа. В сталях, не содержащих алюминия, количество поглощенного азота ниже, в результате величина остаточных напряжений уменьшается.

Величина остаточных сжимающих напряжений, а следовательно, и предел выносливости изделий снижаются с увеличением температуры азотирования и толщины слоя, особенно если толщина слоя становится соизмеримой с толщиной сечения деталей.

3. Высокая прочность и вязкость сердцевины. Ввиду малой толщины азотированного слоя разрушение может начаться под слоем, поэтому сталь в этой зоне должна обладать достаточным сопротивлением усталости. Разупрочнение сердцевины понижает предел выносливости.

Стали и чугуны для азотирования

Азотированию подвергают большую номенклатуру изделий из различных марок стали и чугуна. Рассмотрим их.

1. Изделия из конструкционных сталей: гильзы цилиндров (38Х2МЮА), коленчатые валы дизельных двигателей (18Х2Н4ВА), шестерни и другие детали станков (40Х, 40ХФА, 18ХГТ, 38Х2МЮА), детали турбин (12Х13, 20Х13, 30Х13, 15Х11МФ), клапаны дизелей (45Х14Н14В2М).

Азотирование обеспечивает повышение твердости и износостойкости поверхностного слоя, усталостной прочности изделий, снижает чувствительность к поверхностным концентраторам напряжений.

2. Режущий и накатной инструмент из быстрорежущих сталей. Стойкость инструмента после кратковременного азотирования при толщине слоя 0,01—0,025 мм возрастает в 1,5—2 раза.

3. Штампы из высокоуглеродистых сталей (Х12М, Х12Ф1). В результате азотирования повышается их износостойкость, тепло- и разгаростойкость.

4. Вставки пресс-форм для литья под давлением. Азотирование в 4—5 раз повышает устойчивость стали против растворения в жидком алюминии.

5. Детали из мартенситно-стареющих сталей — для повышения их износостойкости и предела выносливости. Надо учитывать, что при азотировании может уменьшиться ударная вязкость и коррозионная стойкость стали.

6. Детали турбин в энергомашиностроении из коррозионно-стойких и жаропрочных сталей (ферритного — 12Х13, мартенситного — 20Х13, 30Х13 и аустенитного классов — 12Х18Н9, 12Х18Н10Т, 45Х14Н14В2М). В результате азотирования повышается твердость, износостойкость и коррозионная стойкость деталей.

В общем случае технологический процесс изготовления азотированных изделий включает определенные операции. Рассмотрим их.

1. Предварительная объемная термическая обработка. Азотирование, как правило, осуществляется на небольшую глубину, значительно меньшую, чем глубина зоны действия высоких напряжений от внешних эксплуатационных нагрузок (изгибающих, крутящих). Поэтому во избежание разрушения металла за пределами азотированного слоя необходимо повысить общую прочность нагруженных зон изделий по всему объему, что достигается предварительным улучшением заготовок (закалкой с высоким отпуском). Температура отпуска не должна быть ниже температуры последующего азотирования, обычно ее выбирают в пределах 525—680 °С.

Высокий отпуск, кроме того, должен обеспечить удовлетворительную обрабатываемость стали резанием при последующей механической обработке заготовок.

2. Механическая обработка изделий, включая шлифование (с припуском на окончательную шлифовку не более 0,05—0,1 мм).

3. Подготовка поверхности для азотирования. Поверхность изделий очищают от масла, эмульсии, пленки окислов, препятствующих диффузии азота. Для этого используют электрохимическую очистку, промывку в бензине и т. п.; для коррозионно-стойких сталей применяют травление в водных растворах кислот (HCl). При необходимости защиты отдельных участков поверхности от азотирования их покрывают жидким стеклом (методом окунания с последующей просушкой при 100 °С) либо оловом (гальваническим методом); для коррозионностойких сталей используют никелирование (химическое или гальваническое).

4. Азотирование.

5. Окончательное шлифование или доводка.

Газовое азотирование в аммиаке

Газовое азотирование осуществляется в шахтных герметизированных печах типа США или в камерных (колпаковых) печах типа СНА. Для гильз и коленчатых валов используют специаль-

ные толкательные печи непрерывного действия типа СТА. Технологическими параметрами процесса азотирования являются температура и длительность насыщения, состав и количество подаваемых газов, степень диссоциации аммиака (определяемая температурой процесса и скоростью его подачи).

Изделия вместе с контрольными образцами помещают в печь в сетчатых корзинах или на поддонах, размещая их так, чтобы обеспечить свободное омывание поверхности изделий азотирующим газом. Печь закрывают, герметизируют, присоединяют резиновые шланги для подачи и отвода аммиака и производят продувку печи до полного удаления воздуха. Окончание продувки определяют по моменту полного заполнения диссоциометра водой.

Температура процесса для изделий из конструкционных, коррозионностойких и жаропрочных сталей составляет 500—600 °С. Конкретный выбор температуры определяется составом стали и условиями работы изделий.

При необходимости высокой твердости поверхностного слоя при небольшой его толщине азотирование конструкционных сталей ведут при 500—520 °С, что обеспечивает также максимальный предел выносливости и малое коробление деталей. При больших толщинах и меньшей допустимой твердости изделий температуру азотирования повышают, либо используют ступенчатый режим: сначала при 500—520 °С при большой насыщающей активности среды, затем при 540—600 °С при меньшей ее активности, определяемой подачей аммиака.

Для сталей с титаном, образующим твердые и устойчивые против коагуляции нитриды, температуру азотирования можно повысить до 600—650 °С. Это ускоряет процесс насыщения при сохранении высокой твердости слоя.

Повышение степени легированности стали замедляет диффузию азота, поэтому для высоколегированных сталей [ферритных и аустенитных коррозионностойких (нержавеющих) сталей] азотирование рекомендуется проводить при повышенной температуре 560—630 °С.

Твердость и толщина азотированного слоя на некоторых сталях в зависимости от температуры азотирования приведена на рис. 41.

Длительность процесса назначается в зависимости от требуемой толщины слоя и температуры процесса с учетом марки стали и условий эксплуатации изделий. Для получения оптимальных свойств толщина слоя не должна быть слишком большой (обычно на изделиях из конструкционных сталей она не превышает 0,6 мм). Увеличение толщины слоя повышает деформацию и снижает предел выносливости изделий.

Рекомендуемая продолжительность выдержки в печи при рабочей температуре для получения различной толщины слоя на деталях из различных марок стали приведена в табл. 6.

В целом повышение степени легирования и содержания углерода в стали затрудняют насыщение и увеличивают длительность процесса.

С р е д а. Азотирование проводят в атмосфере аммиака, иногда в смеси с азотом. На рис. 42 представлена схема установки для газового азотирования. Газ из баллонов 1 через систему очистки и осушки, включающую фильтры 2, испарители 3, отстойники для очистки газообразного аммиака 4, фильтр тонкой очистки и осу-

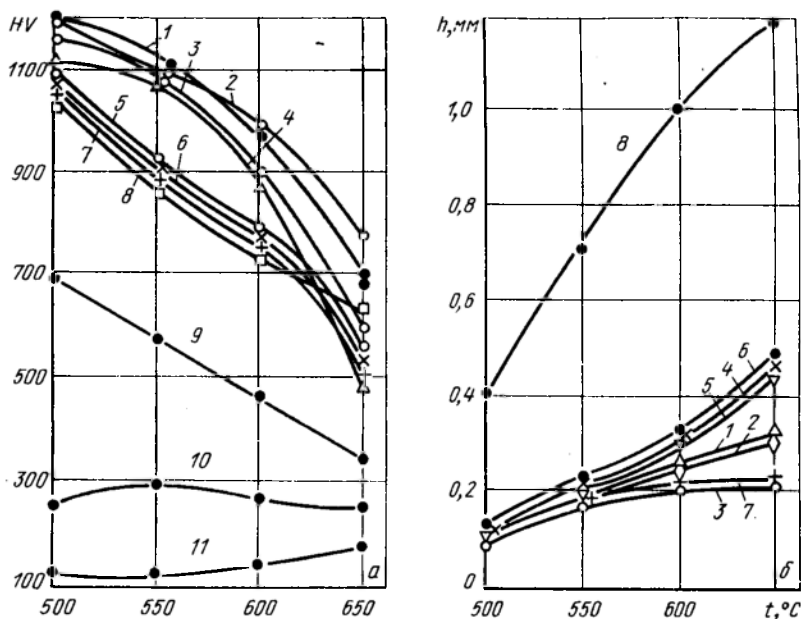


Рис. 41. Зависимость твердости HV и толщины слоя от температуры азотирования при длительности азотирования 48 ч:

1 — X17H5M3; 2 — X15H9Ю; 3 — 25X18H8B2; 4 — 4X14H2B2A; 5 — 13X12HBMФA; 6 — 20X13; 7 — 17X18H9; 8 — 38X2MЮA; 9 — 40XHMA; 10 — сталь 45; 11 — армкс железо

шитель 5, подается в печь 8. Расход газа измеряется ротаметром 6. За счет вентиля и регуляторов поддерживают небольшое избыточное давление газа на входе в печь. Газ, выходящий из печи, контролируется по степени диссоциации аммиака диссоциометром 9. Давление в печи измеряется манометром 10. Выходящий из печи газ должен проходить через гидравлический затвор 11 (с маслом или водой), где уровнем жидкости можно регулировать давление в печи. При большом расходе аммиака (свыше 0,5 кг/ч) для ускорения испарения газ предварительно подогревают, используя электронагрев или паром в испарителях 3 с регулируемым давлением. Температура контролируется термопарами 7.

При насыщении скорость подачи аммиака должна обеспечить заданную степень его диссоциации, которая зависит также от

температуры процесса и должна составлять при азотировании изделий из конструкционных сталей 20—40 % при температуре насыщения 500—520 °С, 30—50 % при температуре насыщения 520—540 °С и 40—60 % при 540—560 °С.

В некоторых случаях, например для высоколегированных сталей, требуемые значения степени диссоциации могут отличаться от приведенных выше.

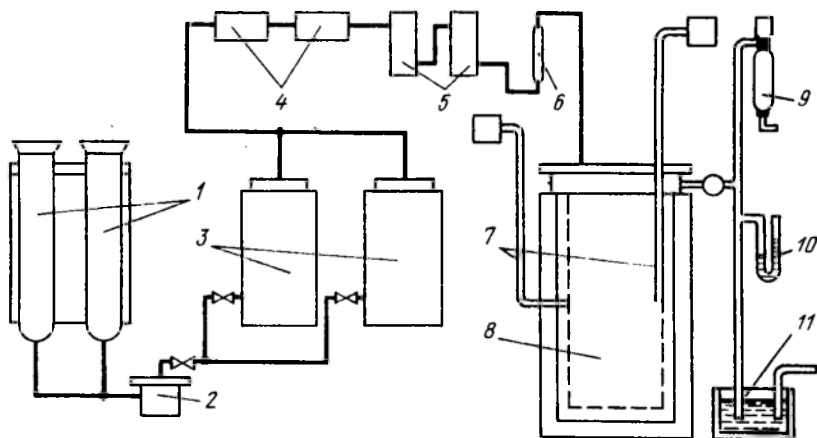


Рис. 42. Схема установки для азотирования

Т а б л и ц а 6. Типичные режимы азотирования различных сталей

Тип и марка стали	Режим азотирования		Толщина слоя, мм	HV
	t, °С	τ, ч		
Конструкционные стали: 40X, 40XФА, 18XГТ	510	18—24	0,25	500—610 (40X) 610—700 (40XФА) 630—720 (18XГТ)
38X2MЮА	500—520	48—60	0,4—0,5	1000—1100
40XНМА, 40XНВА, 30X2H2BA	500—520	50—60	0,5—0,6	640—700
30XТ2	600	3—5	0,3	850—950
Инструментальные ста- ли:				
быстрорежущие	510—520	0,25—0,3	0,01—0,025	1340—1460
штамповые: X12M, X12Ф1	510—520	8—12	0,08—0,12	1100—1200
Мартенситно-старееющая сталь H18K9M5T	500	24	0,25	900
Коррозионностойкие ста- ли:				
20X13	500—600	48	0,1—0,4	830—1000
12X18H10T	560	50—60	0,2—0,25	1000—1100

При недостаточной степени диссоциации следует уменьшить подачу газа, при излишне высокой — увеличить подачу.

Рекомендуется разбавлять аммиак азотом (аргоном) до 70—80 %. Это не влияет на толщину слоя, его твердость и износостойкость, но снижает хрупкость поверхностного слоя и экономит аммиак.

Состав атмосферы (парциальное давление азота) и температура процесса в основном определяют строение азотированного слоя. При достаточно высоком парциальном давлении азота (выше давления диссоциации нитридов) на поверхности изделий присутствует сплошная зона нитридов основного металла. В этом случае обеспечиваются высокие значения коррозионной стойкости, износо- и задиростойкости, хорошая прирабатываемость трущихся поверхностей. При малой активности насыщающей среды зона сплошных нитридов отсутствует, все перечисленные свойства ухудшаются, но предел выносливости остается высоким.

Активность атмосферы (азотный потенциал) можно регулировать, разбавляя аммиак азотом, инертными газами, водородом или предварительно диссоциированным аммиаком.

Значительное (до 2 раз) ускорение азотирования достигается при введении в аммиачно-водородную атмосферу кислорода (4 л на 100 л аммиака), воздуха, углекислого газа и их смесей.

Детали после азотирования следует охлаждать до 150—250 °С в печи или под муфелем при непрерывной подаче аммиака.

Газовое азотирование в аммиаке с добавками углеродсодержащих газов

При добавлении в насыщающую среду углеродсодержащих газов на поверхности изделий вместо слоя хрупкой азотистой ϵ -фазы (9—10 % азота) образуется менее хрупкая карбонитридная или карбооксинитридная зона толщиной 7—25 мкм. Повышается пластичность и плотность слоя, что улучшает эксплуатационные свойства изделий. Этот слой обладает высокой твердостью, износостойкостью и сопротивлением задире. Этот способ азотирования нетоксичен и дешевле жидкостного.

Азотирование проводят при 560—580 °С в течение 0,5—6 ч в среде аммиака с добавками одного из следующих газов: 1) 50 % эндогаза. Это — низкотемпературная нитроцементация, 2) 50 % экзогаза с точкой росы 0 °С, 3) 35 % экзогаза (90 % азота и 10 % углекислого газа; 4) 50 % продуктов пиролиза керосина, спирта или синтина; 5) триэтанолamina ($C_2H_5O)_3N$ при его подаче непосредственно в печь либо после предварительного пиролиза.

Эти процессы применяют в промышленности для упрочнения кулачковых и коленчатых валов, зубчатых колес, деталей точной механики, деталей станков и т. д.

Кратковременное азотирование при 550—600 °С в течение 1—2 ч используют для повышения стойкости инструмента из быстрорежущей стали.

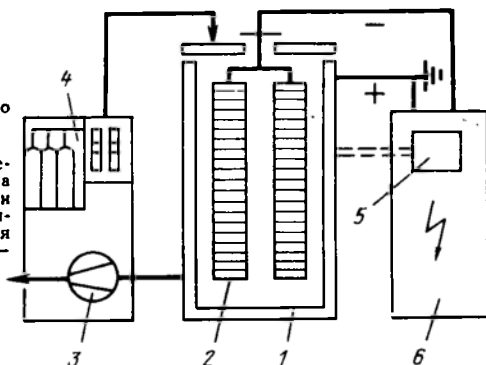
Ввиду большого содержания горючих газов (CO , H_2) в насыщающей среде и ее взрывоопасности при температурах ниже 700°C следует применять специальные меры безопасности, включающие создание пламенного затвора у дверцы печи, подачу эндогаза в предварительно нагретую до 800°C печь с последующим ее охлаждением до рабочих температур и продувкой.

Азотирование в тлеющем разряде (ионное азотирование)

Ионное азотирование осуществляют в специальных установках, включающих герметизированный контейнер, вакуумную систему, блок электропитания, оборудование для подачи насыщающих газов, приборы контроля и регулирования температуры (рис. 43).

Рис. 43. Схема установки для ионного азотирования:

1 — герметизированный вакуумный контейнер (анод); 2 — азотируемые детали (катод); 3 — вакуумная система (вакуумный насос, коммуникации и приборы контроля); 4 — газобаллонная станция; 5 — приборы контроля и регулирования температуры; 6 — блок питания



В разреженной атмосфере насыщающего газа между деталями, подключенными к отрицательному электроду (катодом) и стенками контейнера (анодом) возбуждается тлеющий разряд. Ионы газа бомбардируют поверхность деталей (катода) и нагревают ее. Процесс проводят в два этапа.

На первом этапе (в течение 5—60 мин) при напряжении 1100—1400 В и давлении $0,13 \cdot 10^2$ — $0,26 \cdot 10^2$ Па деталь разогревается до 250°C , ионная бомбардировка очищает от окисных пленок и активирует поверхность (стадия катодного распыления).

На втором этапе при напряжении 400—1100 В и давлении газа $1,3 \cdot 10^2$ — $13 \cdot 10^2$ Па температура нагрева повышается до рабочей (500 — 580°C), на поверхности деталей адсорбируется слой нитридов железа, которые под действием ионной бомбардировки разлагаются с образованием активного азота, диффундирующего в металл. Продолжительность стадии насыщения 1—24 ч.

Регулируя давление и состав насыщающей атмосферы, можно управлять структурой и фазовым составом насыщенного слоя, избежать его охрупчивания. В частности разбавление аммиачной плазмы аргоном (до 85—95 %) позволяет избежать образования на поверхности сплошного нитридного слоя; добавки пропана создают на поверхности развитую карбонитридную зону.

Возможность активного управления составом и строением слоя является одним из преимуществ метода.

Наряду с этим ионное азотирование значительно сокращает время нагрева и охлаждения садки, в 1,5—2 раза ускоряет процесс насыщения, обеспечивает малую деформацию изделий и высокую чистоту поверхности, и при этом является весьма экономичным процессом (по расходу электроэнергии и насыщающих газов).

Особенностью ионного азотирования, как и любых процессов, осуществляемых в электростатическом поле, является трудность равномерного насыщения деталей сложной конфигурации, в связи с неравномерным распределением заряда на их поверхности. В этом случае прибегают к использованию профилированных анодов.

Ионное азотирование можно применять для весьма широкой номенклатуры изделий из различных сталей.

Азотирование в жидких средах

Этот вид азотирования позволяет интенсифицировать нагрев, сократить время процесса насыщения, уменьшить деформацию и коробление изделий (в 3—4 раза по сравнению с цементацией), обеспечивается возможность регулирования азотного потенциала расплава.

Для азотирования нужен комплекс ванн, позволяющих осуществить следующие операции:

1. Обезжиривание поверхности изделий.

2. Предварительный подогрев до 350—450 °C для просушки изделий и уменьшения подстуживания азотирующей ванны при погружении в нее очередной садки изделий. Для подогрева используют воздушные ванны с интенсивной циркуляцией воздуха.

3. Азотирование. Изделия располагают в ванне на расстоянии не менее 100 мм от дна ванны и поверхности расплава. Применяют расплавы азотнокислых солей типа NaNO_3 , KNO_3 , NaNO_2 , KNO_2 и солей, содержащих цианистую группу $\text{CN}[\text{KCN}, \text{NaCN}, \text{K}_4[\text{Fe}(\text{CN})_6], \text{Ca}(\text{CN})_2]$, а также щелочные цианаты, например KNC получаемый при сплавлении карбамида (мочевины) $(\text{NH}_4)_2\text{CO}$ и поташа K_2CO_3 .

Наибольшее распространение получили цианидцианатные ванны с рабочим составом: 44—46 % NaCN + 42—45 % KCNO + Na_2CO_3 (ост.).

В СССР предложены ванны на основе смеси цианата калия KCNO (75—85 %) и карбоната калия K_2CO_3 (15—25 %) — процесс карбонитрации.

Тигель ванны азотирования — титановый, расплав продувается воздухом (кислородом), что позволяет регулировать его активность (азотный потенциал), ускорить азотирование и обеспечить его равномерность в объеме ванны.

После расплавления ванны ее подвергают старению в течение 48—80 ч путем активной продувки воздухом, затем количество

воздуха уменьшают. В процессе работы активность ванны снижается из-за окисления цианидов, поэтому состав ванны периодически необходимо корректировать добавлением свежих солей.

В исходном состоянии соли, содержащие цианиды, являются ядовитыми; соли на основе карбамида — не ядовиты. Однако в обоих случаях в процессе работы в расплаве образуются ядовитые высокотоксичные цианистые соли, что является существенным недостатком этих процессов азотирования и вынуждает применять тщательную промывку и нейтрализацию изделий, отработанных солей и сточных вод после промывки.

Температура процесса в зависимости от вида и назначения изделий и применяемой стали находится в пределах 540—570 °С, продолжительность обычно 60—180 мин. Для тонких изделий продолжительность азотирования обычно меньше и составляет 10—30 мин, для крупногабаритных — до 3—5 ч.

Ванны для азотирования могут быть закрытого типа и в этом случае они могут встраиваться в поточные линии механической обработки. При использовании открытых ванн участки жидкостного азотирования должны быть расположены в отдельных специально оборудованных помещениях. Во всех случаях ванны для охлаждения деталей должны быть закрытыми из-за возможности интенсивного парообразования при погружении в них нагретых изделий. Ванны должны быть оснащены надежной вентиляцией.

Для азотирования применяют тигельные печи-ванны с электрическим или газовым обогревом и бортовыми вентиляционными отсосами, оснащенные аэрационными устройствами для контролируемой подачи воздуха.

После азотирования при 570 °С в течение 1,5—3 ч толщина слоя составляет 0,45—0,6 мм на стали 20; 0,3—0,45 мм на низколегированных сталях 40Х, 40ХН и 0,2—0,3 мм на стали 38Х2МЮА. Инструмент из быстрорежущей стали азотируют при 540—560 °С в течение 5—40 мин с получением слоя толщиной 0,015—0,035 мм.

4. Охлаждение после азотирования. В зависимости от применяемой стали, вида и размеров деталей используют охлаждение либо на воздухе (в ваннах) либо в различных охлаждающих средах. Так коленчатые валы из нелегированной стали охлаждают в обычной или соленой воде, из улучшаемых легированных сталей — подстуживают на воздухе, а затем охлаждают в горячей воде; массивные детали сложной конфигурации охлаждают в масле до 100—200 °С, затем выдерживают в горячей (80—90 °С) и промывают в холодной воде. Шестерни охлаждают в воде или в масле. Детали типа цилиндров двигателей, насосов и т. п. для уменьшения коробления рекомендуется равномерно охлаждать в воздушном потоке.

5. Промывка от налипших солей осуществляется в горячей (80—90 °С) воде.

6. Нейтрализация токсичных остатков солей на поверхности деталей производится путем выдержки в горячем (60—80 °С) водном растворе железного купороса (7—10 %); затем промывка деталей в проточной воде, сушка и смазка.

Должна быть предусмотрена также нейтрализация цианосодержащих солей и осадков ванн и воды, в которой осуществляется промывка деталей. Для этого необходимы специальные емкости.

Нитрозакалка

Этот метод заключается в совмещении азотирования с закалкой и используется для высокоуглеродистых (подшипниковых и т. п.) сталей.

Азотирование выполняют либо предварительно (при 500—700 °С) с последующим нагревом под закалку в защитной атмосфере, либо непосредственно при нагреве под закалку в атмосфере, содержащей активный азот.

В результате возрастает твердость поверхностного слоя (до HV 1100) и его износостойкость (в 1,5—2,5 раза), в поверхностном слое возникают остаточные сжимающие напряжения (насыщение азотом понижает температуру начала мартенситного превращения стали, поэтому оно происходит в поверхностном слое позже, чем в сердцевине) и повышается усталостная прочность изделий, улучшается их коррозионная стойкость.

В насыщенном азотом поверхностном слое после закалки содержится до 70 % остаточного аустенита, поэтому используют последующую обработку холодом. Окончательной операцией термической обработки является низкотемпературный отпуск.

Перспективным является совместное применение азотирования и закалки при индукционном нагреве.

Контроль технологического процесса и качества азотированных изделий

В процессе азотирования контролируют: температуру, продолжительность процесса, давление в печи и степень диссоциации аммиака. Рекомендуются периодически (каждые 1—2 ч) фиксировать результаты контроля в журнале.

Качество азотированных изделий определяется на образцах-свидетелях и деталях.

Качество поверхности проверяют визуальным осмотром; поверхность изделий должна быть матово-серого цвета, допускаются цвета побежалости.

Отсутствие трещин и шелушения, особенно вдоль острых кромок, контролируется при увеличении в 15—30 раз.

Твердость измеряют на приборах Виккерса (при нагрузке 50—100 Н) или супер-Роквелла (150—350 Н).

Хрупкость азотированного слоя оценивают по виду отпечатка алмазной пирамиды в соответствии со специальными шкалами (например, по шкале ВИАМ).

Толщину диффузионного слоя определяют на образцах-свидетелях на поперечных микрошлифах (травление в 4- %ном спиртовом растворе азотной кислоты) под микроскопом при увеличении в 100—200 раз.

Рекомендуется проверять до 5 % деталей и свидетель от каждой полки загрузочного приспособления.

Рассмотрим основные дефекты при азотировании.

Повышенные деформация и коробление изделий — их предупреждению способствует рациональное конструирование деталей (следует стремиться к симметричному расположению слоя относительно оси изделия), уменьшение толщины слоя, снижение температуры насыщения, тщательное проведение предварительной термической обработки, рациональное размещение изделий в печи. Длинномерные детали следует размещать в вертикальном положении, исключая их провисание под действием собственной массы, либо вращать их в процессе насыщения (например, коленчатые валы при азотировании в камерных печах).

Хрупкость и шелушение являются следствием нарушения режимов азотирования (пересыщения поверхностного слоя азотом), либо предварительной обработки (перегрев или обезуглероживание поверхности изделий) и шлифования (прижоги, засаливание кругов).

Пониженная и пятнистая твердость слоя. Обычно связаны с крупнозернистостью исходной структуры и обезуглероживанием поверхности изделий в результате предварительной термической обработки, либо с плохой подготовкой поверхности изделий под азотирование.

Недостаточная толщина слоя является результатом пониженной температуры процесса и малой активности среды, определяемой по степени диссоциации аммиака.

4. Диффузионное насыщение стали металлами и неметаллами

Химико-термическую обработку, заключающуюся в насыщении поверхности стали отдельными элементами: металлами (Al, Cr, W, V, Nb, Zr и др.), неметаллами (Si); или в комплексном насыщении несколькими элементами (Al и Si, Cr и Al и др.) применяют с целью придания стали отдельных свойств, являющихся определяющими в эксплуатации. Наиболее часто эту обработку проводят для повышения жаростойкости (алитирование), износостойкости (хромирование), коррозионной стойкости в различных средах и т.п.

Ввиду меньшей, по сравнению с углеродом и азотом, диффундирующей способности перечисленных выше элементов насыщение

ими происходит гораздо медленнее и требует, как правило, более высоких температур (до 1400 °С). Наибольшая глубина насыщения достигается в случае, если насыщающие элементы образуют твердые растворы с материалом изделия; в случае образования химических соединений глубина насыщения меньше, при образовании смесей (отсутствии растворимости) насыщения не происходит.

Рассмотрим технологические варианты насыщения.

Насыщение погружением в расплавы насыщающих элементов или их солей.

Для расплавов солей насыщение ускоряется при применении электролиза.

Образование активных атомов насыщающего элемента происходит либо вследствие непосредственного соприкосновения расплава с изделием, либо в результате электролиза расплава или химического взаимодействия на границе раздела обрабатываемой поверхности с расплавом.

Газовый контактный метод с насыщением из порошкообразных смесей с упаковкой в контейнеры. Схема упаковки деталей в контейнер приведена на рис. 44.

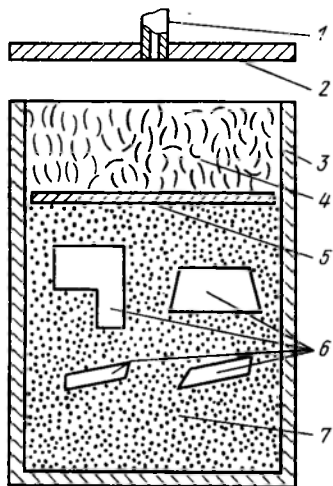
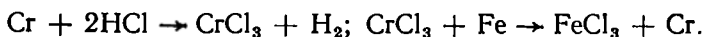
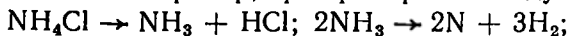


Рис. 44. Схема упаковки деталей в контейнер при насыщении из порошков:

1 — отводная трубка; 2 — крышка контейнера; 3 — контейнер; 4 — чугунная стружка; 5 — металлическая прокладка; 6 — детали; 7 — реакционная смесь

В состав насыщающих смесей входят следующие компоненты: 1) чистые порошки насыщающих элементов или их ферросплавов; 2) инертные добавки, предохраняющие от спекания насыщающего порошка и налипания его на поверхность изделия. В качестве таких добавок используют окислы и другие соединения, которые не восстанавливаются в насыщающей среде в процессе диффузионного насыщения. Наиболее часто применяют порошок окиси алюминия (Al_2O_3); 3) активаторы, которые уча-

ствуют в реакциях образования активного насыщающего элемента. На практике чаще всего используют хлористый аммоний (NH_4Cl). Его роль сводится к образованию летучих хлоридов насыщающих элементов. Например, при хромировании идут следующие реакции:



Выделяющийся водород также способствует процессу насыщения, так как восстанавливает окислы на поверхности насыщаемых изделий.

Ввиду того, что образование активных атомов происходит в газовой среде, насыщение в порошкообразных смесях является разновидностью насыщения из газовой фазы (контактный метод).

При насыщении объем реакционной зоны может как увеличиваться (вследствие нагревания, а также выделения газов в процессе насыщения), так и уменьшаться (вследствие охлаждения, а также протекания реакций, приводящих к уменьшению объема). Для

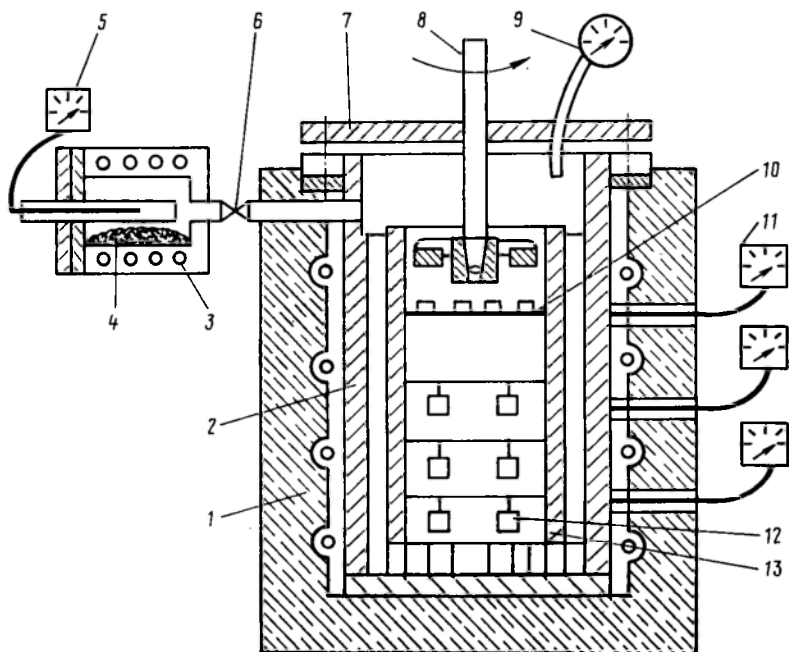


Рис. 45. Схема циркуляционной установки шахтного типа:

1 — нагревательная печь; 2 — муфта; 3 — испаритель; 4 — иод кристаллический; 5 — потенциометр; 6 — вентиль; 7 — крышка муфты; 8 — вентилятор; 9 — мановакуумметр; 10 — сетка; 11 — потенциометр; 12 — образцы; 13 — направляющий цилиндр

устранения избыточного давления выделяющихся газов крышку контейнера снабжают выводной трубкой. При уменьшении объема происходит подсос воздуха в реакционную зону. Для того чтобы при этом снизить содержание кислорода, пространство между крышкой контейнера 2 (см. рис. 44) и прокладкой 5 заполняют активированным углем, чугуновой или стальной стружкой.

Можно предохранять содержимое контейнера от окисления путем засыпки верхней части контейнера силикатной глыбой или другой легкоплавкой смесью, не проникающей в расплавленном состоянии в глубь контейнера, а остающегося на поверхности (плавкий затвор).

Иногда в производственных условиях контейнеры заваривают, сохраняя выводную трубку.

Парофазный метод с насыщением из сублимированной фазы путем испарения диффундирующего элемента. Обычно обрабатываемые изделия нагревают в вакуумных печах в контакте с порошковой насыщающей смесью (контактный метод) или при раздельном расположении изделий и смеси (неконтактный метод). При неконтактном методе через порошки насыщающего металла (или его ферросплавов) пропускают хлор или хлористый водород. Образующиеся галлоиды взаимодействуют с обрабатываемым металлом.

Перспективным является *циркуляционный метод газового диффузионного насыщения*. Схема циркуляционной установки шахтного типа приведена на рис. 45. Исходный материал, содержащий насыщающий элемент, расположен в отдельном муфеле (испарителе). Образование и перенос диффундирующего элемента

Т а б л и ц а 7. Режимы некоторых видов диффузионного насыщения

Наименование операции	Насыщающий элемент	Назначение	Метод	Режимы насыщения		
				t, °C	τ, ч	δ, мм
1. Силицирование	Кремний	Кислотостойкость при комнатной и повышенных температурах, окалинстойкость (до 800 °C), износостойкость (после проварки в горячем масле)	Газовый (контактный) Электrolизный В расплаве без тока	950—1200	2—5	0,4—0,8
				1050	0,5—1	0,15—0,25
				950—1100	2—10	0,1—0,3
2. Алюминирование	Алюминий	Жаростойкость (до 800—900 °C) и коррозионная стойкость в атмосфере и морской воде	В порошках В расплавах Газовый	950—1050	6—12	0,25—0,6
				680—750	0,25—1,0	0,05—0,25
				950—1000	2—5	0,25—0,4
3. Хромирование	Хром	Жаростойкость до 800 °C, коррозионная стойкость в воде, некоторых кислотах; твердость и износостойкость (для сталей, содержащих более 0,3—0,4 % C)	В порошках В расплавах Газовый (неконтактной)	1000—1050	6—12	0,1—0,15
				1000—1100	1—6	0,05—0,3
				1000—1050	6—12	0,1—0,2
				1000—1050	6—12	0,1—0,2

П р и м е ч а н и е. δ — толщина слоя.

осуществляется за счет хлористого водорода, циркуляция газа в системе обеспечивается печным вентилятором. Достоинства метода: ускорение процесса насыщения за счет более полного протекания химических реакций, возможность многократного использования рабочей смеси, возможность активного управления процессами насыщения за счет воздействия на газовую среду.

Кроме перечисленных основных методов развиваются также процессы насыщения при электронагреве (индукционном и контактном), в кипящем слое, с использованием энерговыделяющих паст.

Назначение, типичные способы и режимы насыщения различными элементами приведены в табл. 7.

РЕКОМЕНДАТЕЛЬНЫЙ БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

Блантер М. Е. Теория термической обработки. М.: Металлургия, 1984. 328 с.

Ляхтин Ю. М., Арзамасов Б. Н. Химико-термическая обработка металлов. М.: Металлургия, 1985. 256 с.

Ляхтин Ю. М., Коган Я. Д. Азотирование стали. М.: Машиностроение, 1976. 256 с.

Минкевич А. Н. Химико-термическая обработка металлов и сплавов. М.: Машиностроение, 1965. 491 с.

Новиков И. И. Теория термической обработки металлов. М.: Металлургия, 1978. 392 с.

Химико-термическая обработка металлов и сплавов: Справочник под ред. Ляховича Л. С. М.: Металлургия, 1981. 424 с.

Шубин Р. П., Гринберг М. Л. Нитроцементация деталей машин. М.: Машиностроение, 1975. 208 с.

Глава VII

ОСНОВЫ ТЕХНОЛОГИИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ КРУПНОГАБАРИТНЫХ ПОКОВОК И ИЗДЕЛИЙ

Качество крупных поковок в значительной степени определяется металлургическими факторами производства стали, степенью развития пороков стальных слитков. Чем крупнее слиток, тем больше время его затвердевания, тем сильнее развиваются ликвационные процессы. Хотя последующий передел слитков (ковка и термическая обработка) несколько уменьшают микро- и макро-неоднородность, особенности первичной структуры могут в той или иной степени сохраняться. Дефекты слитков (зональная и дендритная ликвация, газы и неметаллические включения) наследуются поковками, создавая неоднородность структуры, а следовательно, и свойств по сечению особенно в поперечном и радиальном направлениях, облегчая тем самым зарождение и развитие трещин и других дефектов.

В последнее время разработаны и внедрены новые способы производства и внепечной обработки жидкого металла, что привело

к значительному уменьшению содержания газов, неметаллических включений, улучшающих строение слитков: электрошлаковый, вакуумно-дуговой, вакуумно-индукционный, электронно-лучевой и плазменные переплавы, вакуумирование в ковшах, камерах, специальных установках, обработка жидкого металла синтетическими шлаками, продувка инертными газами, введение РЗЭ и др., что позволило в значительной степени повысить качество поковок.

Качество крупных поковок зависит также от технологии горячей пластической деформации. Кроме обеспечения требуемой формы заготовок горячая пластическая деформация способствует заварке макро- и микродефектов усадочного происхождения, повышению плотности, пластичности и ударной вязкости. Сталь в литом состоянии по характеристикам прочности практически изотропна, а по пластичности и вязкости обладает незначительной анизотропией. С повышением степени горячей пластической деформации (степени уковки) слитка анизотропия механических свойств возрастает из-за изменения распределения металлургических дефектов. При этом все свойства в продольном направлении возрастают. В поперечном направлении увеличивается лишь прочность, а пластичность и ударная вязкость практически не изменяются.

Общая уковка и уковка на предварительных переходах не влияют на механические свойства крупных поковок, так как их воздействие частично или полностью снимается последующими нагревами до высоких температур. Для получения высоких механических свойств в этой связи рекомендуется уковка на окончательном переходе в пределах 2,5—6.

В последнее время широкое распространение находит ковка с подстуживанием, при которой слиток подвергают обжатию на 7—8 % с предварительным подстуживанием на воздухе до 780—800 °С на поверхности. Все это приводит к тому, что деформация центральных слоев поковки увеличивается за счет более высокой температуры по сравнению с поверхностью. Применениековки с подстуживанием повышает степень проработки внутренних объемов в среднем на 10—20 % и на 15—30 % относительное сужение в тангенциальном направлении.

Термическая обработка является заключительным этапом в металлургическом цикле производства крупных поковок и изделий, формирующая окончательную структуру и свойства. Обычно термическая обработка состоит из двух этапов: предварительной термической обработки в виде отжига или нормализации послековки и окончательной термической обработки, состоящей из нормализации или закалки с отпуском.

Термическая обработка изделий и полуфабрикатов больших сечений обладает рядом специфических особенностей. Охлаждение крупных заготовок на воздухе, в масле и даже в воде с температуры аустенитизации происходит сравнительно медленно, при этом наблюдается значительная разница в интенсивности охлаждения, а следовательно, и в температурах наружных и внутрен-

них зон заготовок, что обуславливает неодновременность превращения аустенита и различие в структуре поверхностных и центральных зон, а следовательно, механических свойств.

Кроме перепада температур, причиной неодновременности превращения аустенита в изделиях больших сечений может явиться ликвация элементов. Так, содержание углерода в поковке диа-

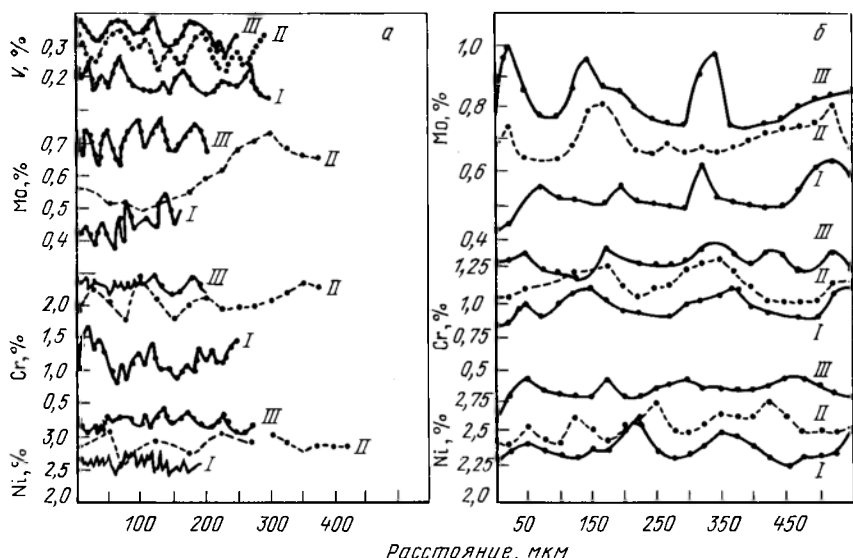


Рис. 46. Ликвация легирующих элементов по сечению поковки диаметром 1120 мм из стали 25ХНЗМФА (а) и 35ХНЗМФА (б) (Ю. А. Башнин, Л. Г. Чернуха): I — поверхность; II — 1/2R; III — центр

метром 1120 мм повышается от поверхности к центру. При микро-рентгеноспектральном анализе содержания никеля, хрома, молибдена и ванадия обнаружена повышенная концентрация перечисленных элементов в осевой зоне поковки (рис. 46). В меньшей

Т а б л и ц а 8. Микротвердость по сечению поковок диаметром 1120 мм

Марка стали	Место отбора пробы	Микротвердость	
		разброс в пределах	наиболее часто встречающаяся
25ХНЗМФА	Поверхность	195—260	220
	1/2R	225—285	225
	Центр	185—330	255
35ХНЗМФА	Поверхность	180—265	205
	1/2R	170—260	225
	Центр	210—295	255

Т а б л и ц а 9. Изменение механических свойств
(о сечению поковки диаметром 1100 мм из стали 35ХНЗМФА
(после закалки в масле и отпуска при 640—650 °С)

Место отбора пробы (расстояние от поверхности, мм)	$\sigma_{0.2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	KCV, МДж/м ²
20	715	835	20,0	60,0	92
100	715	855	18,5	60,0	94
200	705	835	19,0	49,0	92
300	700	875	15,5	46,5	96
400	700	865	12,0	27,5	78
500	660	850	17,5	45,0	52

степени ликвидирует никель, в большей — карбидообразующие элементы. Изменение механических свойств по сечению поковки указанного размера из сталей 25 и 35ХНЗМФА подтверждают данные микрорентгеноспектрального анализа (табл. 8, 9).

1. Температурное поле крупных поковок

Как уже отмечалось, одной из существенных особенностей термической обработки крупных поковок является наличие по сечению значительных температурных перепадов. Неодновременность изменения температуры по сечению крупных поковок приводит к неодновременности протекания фазовых превращений, а, следовательно, к получению различных структур и свойств материала поковки. Набор структур при закалке по сечению поковок может колебаться от перлита в центральных слоях до мартенсита в поверхностных.

Необходимость определения температурного поля диктуется значительным влиянием последнего на кинетику формирования временных и остаточных напряжений.

Таким образом, знание температурного поля дает возможность в сочетании с термокинетическими диаграммами распада переохлажденного аустенита предсказать характер образующейся при охлаждении структуры, а следовательно, и свойств.

В литературе мало сведений по температурному полю крупных поковок в процессе термической обработки, что, очевидно, связано с большими экспериментальными трудностями.

Даже при медленном нагреве и охлаждении крупных поковок наблюдается определенный температурный перепад. Так, при охлаждении с температуры 870 °С поковок диаметром 500 и 650 мм из стали 34ХН1М на воздухе максимальный перепад между центром и местом, отстоящим на расстоянии 30 мм от поверхности, составляет 120 °С для поковки диаметром 500 и 130 °С для поковки диаметром 650 мм. На рис. 47 представлено изменение температуры по сечению поковки из стали 60ХН диаметром 1300 мм, определенное экспериментальным путем в процессе термической обработки (нормализация + высокий отпуск).

Температурное поле можно определить либо экспериментальным путем, либо аналитическим.

Изменение температуры поковок происходит в пространстве и времени. Таким образом, аналитическое исследование теплопроводности должно сводиться к изучению пространственно-временного изменения температуры, т. е. нахождению уравнения: $t = f(x, y, z, \tau)$ и получения так называемого температурного поля.

Стационарное температурное поле будет определяться решением приведенного уравнения при $\partial t / \partial \tau = 0$.

Как известно, процесс передачи тепла в твердом теле описывается дифференциальным уравнением теплопроводности Фурье:

$$\frac{\partial t}{\partial \tau} = i \frac{\partial^2 t}{\partial x^2} + J \frac{\partial^2 t}{\partial y^2} + K \frac{\partial^2 t}{\partial z^2}$$

или $\partial t / \partial \tau = a \nabla^2 t$, где a — коэффициент температуропроводности, определяемый из соотношения $a = \lambda / c\gamma$, здесь λ — коэффициент теплопроводности, c — удельная теплоемкость, γ — плотность.

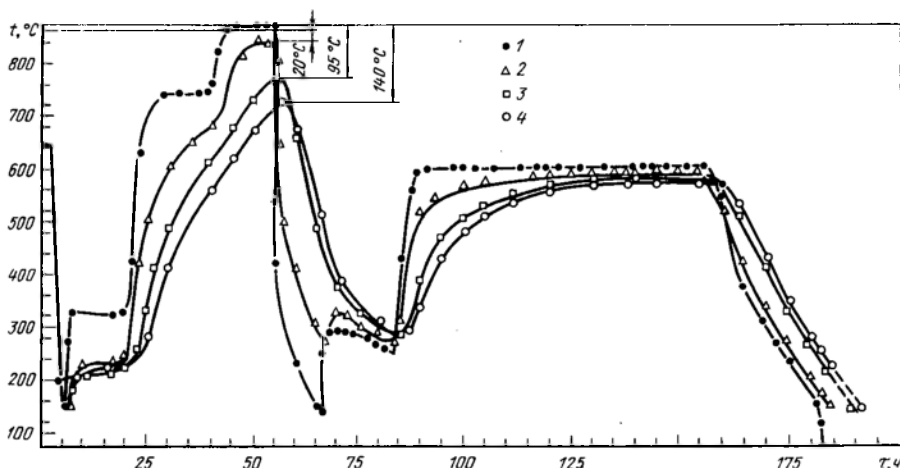


Рис. 47. Изменение температуры по сечению поковки диаметром 1300 мм из стали 60ХН в процессе нормализации и высокого отпуска (Ю. А. Башнин, В. Н. Цурков): 1 — температура печи; 2 — температура поверхности поковки; 3 — температура 1/3R от поверхности поковки; 4 — температура центра поковки

При одномерном температурном поле уравнение теплопроводности принимает вид:

$$\frac{\partial t}{\partial \tau} = a \frac{\partial^2 t}{\partial x^2}.$$

Решение таких уравнений при знании начальных и граничных условий, определяющих взаимодействие твердого тела с охлаждающей средой, дает возможность найти характер распределения температуры для любого момента времени в функции его размера, теплофизических характеристик.

Однако в процессе охлаждения значения теплофизических констант меняются в функции температуры и структурного состояния. Фазовые превращения при охлаждении сопровождаются выделением тепла, что снижает или приостанавливает уменьшение температуры в рассматриваемом объеме. Количество выделяемой теплоты будет зависеть от химического состава аустенита, типа и степени его превращения. λ и c будут в значительной степени изменяться главным образом в функции структурного состояния.

Таким образом, общее аналитическое решение такой задачи с переменными значениями теплофизических констант и наличием скрытой теплоты превращений очень затруднительно.

Такую задачу следует рассматривать как сопряженную, сводящуюся к совместному решению уравнения конвективного переноса тепла в закалочной среде с уравнением теплопроводности для охлаждаемого изделия.

Трудность аналитического расчета заключается еще и в том, что мы не располагаем достаточно точным математическим описанием кинетики превращения переохлажденного аустенита.

Теория интегрирования уравнений теплопроводности с постоянными коэффициентами разработана для тел простой формы (цилиндр, пластина, шар) и приводится в ряде работ по теплопередаче.

Граничное условие III рода для расчета температурного поля с помощью соответствующих номограмм записывается в виде $\alpha (t_{\text{пов}} - t_{\text{ср}}) = -\lambda (dt/dx)_{\text{пов}}$, где x — текущая координата.

Таким образом граничное условие сводится к тому, что с единицы поверхности за единицу времени удаляется количество тепла пропорциональное разности температур поверхности и среды.

α , Вт/м²·К

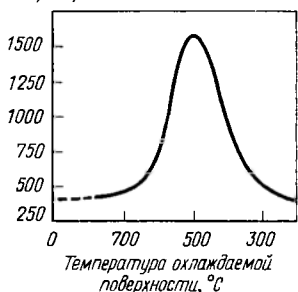


Рис. 48. Зависимость коэффициента теплоотдачи при охлаждении в масле в функции температуры охлаждаемой поверхности

Совместное решение дифференциального уравнения для граничного и начального условий, т. е. для крайних условий, дает возможность найти решение для тел простейшей формы в критериальном виде:

$$\frac{t_{\text{ср}} - t}{t_{\text{ср}} - t_0} = f\left(\frac{x}{X}; \frac{\alpha\tau}{X^2}; \frac{\alpha}{\lambda}X\right),$$

где t — текущая температура в данной точке x и в данное время; $t_{\text{ср}}$ — температура охлаждающей среды; t_0 — начальная температура тела; x/X — относительный размер (x — текущая координата); X — характерный геометрический размер (для шара и цилиндра — радиус, для пластины — половина толщины или полная толщина при двустороннем нагреве или охлаждении); $\alpha\tau/X^2 = \text{Fo}$ — относительное время (критерий Фурье).

В начале охлаждения $\text{Fo} = 0$, в конце $\text{Fo} \rightarrow \infty$ при $\tau \rightarrow \infty$; $(\alpha/\lambda)X$ — критерий Био — отношение внутреннего теплового сопротивления X/λ к внешнему $1/\alpha$. При определении изменения температуры во времени в данной точке x , в уравнении будет только две переменных — критерий Фурье и критерий Био.

Пользуясь соответствующими номограммами по известным значениям Fo и Bi можно найти относительную температуру для центра или поверхности бесконечного цилиндра или бесконечной пластины:

$$\theta_{\text{ц, п}} = \frac{t_{\text{ср}} - t}{t_{\text{ср}} - t_0}$$

и искомую температуру.

При определении температурного поля цилиндрической поковки, в которой $l \leq 5D$, где l — длина поковки, последняя рассматривается как геометрическое тело, полученное пересечением цилиндра бесконечной длины и неограниченной пластины.

Относительная температура для цилиндра конечных размеров будет определяться путем перемножения соответствующих температурных критериев.

Более точно температурное поле можно рассчитать методом конечных разностей с использованием ЭВМ.

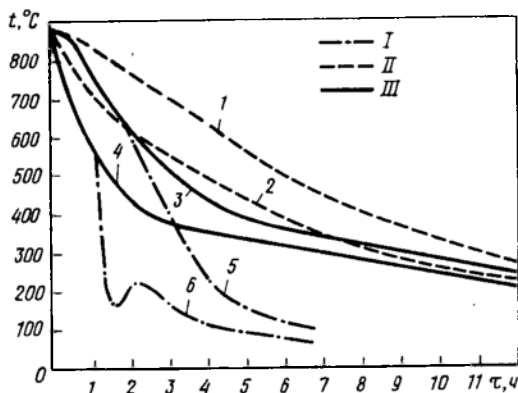
При этом, естественно, не учитывается тепловой эффект фазовых превращений и принимается постоянство теплофизических констант в функции температуры и физического состояния.

Расчет температуры по средним, для данного интервала нагрева или охлаждения, значениям теплофизических констант будет приводить к увеличению фактического времени для достижения заданной температуры при высоких ее значениях и, наоборот, к уменьшению при низких значениях. Определение температурного поля без учета скрытой теплоты превращения приводит к ошибке в определении температуры в интервале фазовых превращений в 10–20 %.

Существует несколько способов аналитического расчета температурного поля, большинство из которых сводятся к использованию соответствующих номограмм для тел простейшей геометрической формы (шар, цилиндр, пластина) бесконечных размеров. При этом не учитывают теплоту фазовых превращений.

Рис. 49. Расчетное температурное поле по сечению поковки диаметром 850 мм при охлаждении на воздухе с температуры 880 °С:

1, 3, 5 — центр поковки; 2, 4, 6 — поверхность поковки; I — охлаждение в масле; II — расчет по средним значениям γ и α в интервале температур 280—880 °С; III — расчет по средним значениям λ и α в интервале температур 880—680 °С; 680—480 °С; 480—280 °С



Приведем пример расчета температурного поля указанным методом для поковок диаметром 330, 540 и 850 мм при охлаждении на воздухе и в масле с подступиванием. Расчет температуры поверхности и центра проводили по следующим формулам:

$$t_n = t_{cp} - (t_{cp} - t_n)(\theta)_n.$$

где t_n — температура поверхности; t_{cp} — температура охлаждающей среды; t_n — начальная температура металла; θ — температурный критерий.

По аналогичной формуле рассчитывали температуру центра:

$$t_n = t_{cp} - (t_{cp} - t_n)(\theta)_c.$$

Температурные критерии находились по соответствующим номограммам

$$\theta_{n, c} = f(Fo, Bi).$$

Обычно при расчетах принимают средние значения теплофизических констант для всего температурного интервала. Для такой среды, как воздух, такое допущение можно принять. При охлаждении в масле и в воде охлаждающая способность последних значительно меняется в сравнительно узком температурном интервале. На рис. 48 представлено изменение коэффициента теплоотдачи при охлаждении в масле в функции температуры охлаждаемой поверхности.

Расчет температурного поля поковок при охлаждении на воздухе в интервале 880—280 °С проведен двумя методами: 1) расчет температурного поля в интервале 880—280 °С; 2) разбивка интервала 880—280 °С на три (880—680, 680—480 и 480—280 °С).

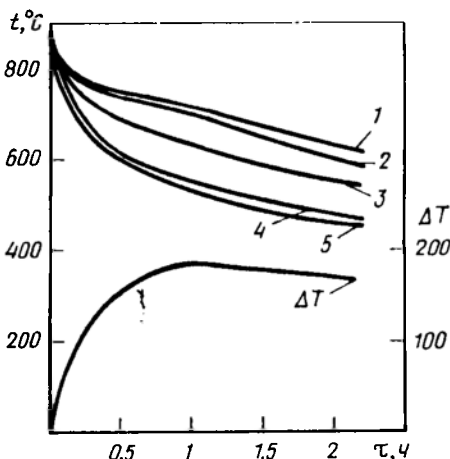


Рис. 50. Изменение температуры по сечению поковки диаметром 850 мм при охлаждении на воздухе с температуры 880 °С: 1 — температура центра; 2—4 — температура на расстоянии 100; 212,6 и 395 мм; 5 — температура поверхности; ΔT — перепад температур между поверхностью и центром (Ю. А. Башнин, В. М. Коровина)

На рис. 49 представлено температурное поле поковки диаметром 850 мм при охлаждении на воздухе, рассчитанное по средним значениям λ и α в интервале 880—280 °С и в интервалах 880—680, 680—480 и 480—280 °С. При сравнении расчетного температурного поля с экспериментальным (рис. 50) видно, что расчет температурного поля по средним значениям λ и α в трех интервалах дает значительно большее совпадение с экспериментальным по сравнению с расчетом по средним значениям λ и α для всего интервала охлаждения.

2. Кинетика фазовых превращений

В большинстве случаев режимы термической обработки крупных поковок устанавливают на основе опыта заводов и они отличаются большой продолжительностью. Однако, большая длительность термической обработки не всегда достаточно обоснована.

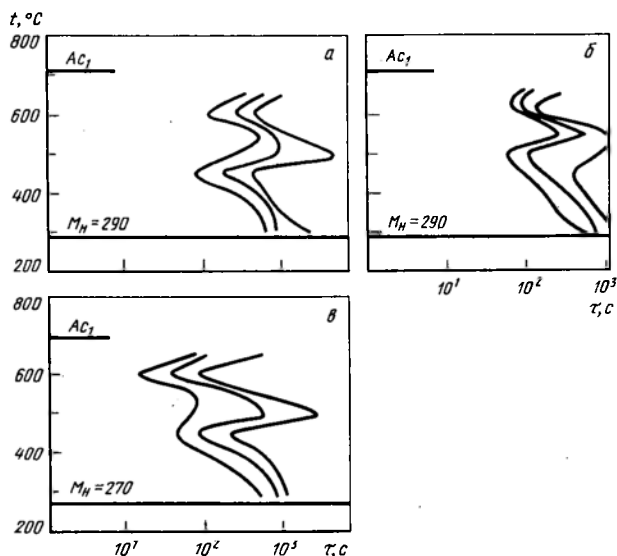


Рис. 51. Диаграмма изотермического распада аустенита в трех точках сечения поковки диаметром 700 мм из стали 60XН:

а — поверхность, $t_a = 900$ °С; б — 1/3 от поверхности, $t_a = 900$ °С; в — центр, $t_a = 815$ °С (Ю. А. Башнин, В. Н. Цурков)

В этом смысле очень важное значение приобретает знание кинетики распада переохлажденного аустенита в различных точках сечения поковок как в изотермических условиях, так и при непрерывном охлаждении со скоростями, наблюдающимися в реальных условиях. При этом на устойчивость аустенита оказывают влияние разнoзернистость стали по сечению поковок, зональная и дендритная ликвация, температура, до которой нагревались различные слои поковки при термической обработке. Построение изотермических и термокинетических диаграмм превращения аустенита должно стать отправным моментом при назначении оптимальных режимов термической обработки изделий больших сечений.

Образцы для изучения кинетики распада переохлажденного аустенита необходимо вырезать с поверхности, на глубине 1/2 или 1/3 радиуса поковки и в центре. Температуру аустенитизации (t_a) следует назначать с учетом реального температурного поля поковки перед охлаждением.

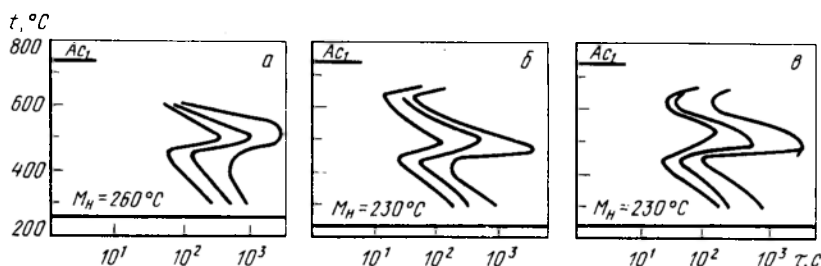


Рис. 52. Диаграммы изотермического распада аустенита в трех точках сечения поковки диаметром 700 мм из стали 60XH (Ю. А. Башнин, В. Н. Цурков):

а — поверхность, $t_a = 900^\circ\text{C}$; б — 1/3R от поверхности, $t_a = 815^\circ\text{C}$; в — центр, $t_a = 815^\circ\text{C}$

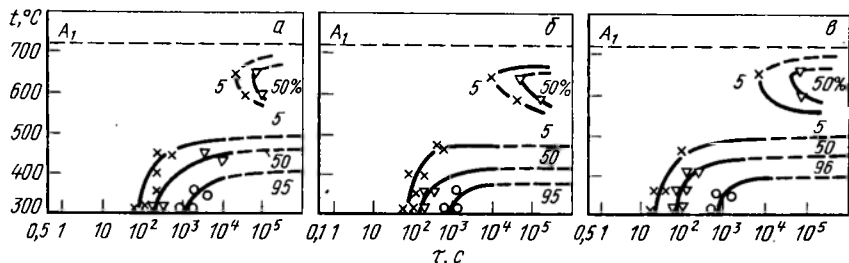


Рис. 53. Диаграммы изотермического превращения аустенита стали 35XH3MFA ($t_a = 900^\circ\text{C}$) для зон, отстоящих от поверхности на расстоянии, мм (Ю. А. Башнин, В. М. Коровина):

а — 30; б — 250; в — 500

Т а б л и ц а 10. Химический состав по сечению поволоков диаметром 700 мм из стали 60XH и 60XГ

Место отбора пробы	Содержание элементов, %						
	C	Cr	Ni	Mn	S	P	Si
Сталь 60XH							
Поверхность	0,60	0,79	1,10	0,70	0,017	0,019	0,24
1/3R от поверхности	0,57	0,78	1,13	0,70	0,017	0,020	0,24
Центр	0,68	0,80	1,15	0,72	0,020	0,022	0,25
Сталь 60XГ							
Поверхность	0,57	1,01	0,13	0,92	0,017	0,019	0,24
1/3R от поверхности	0,58	1,02	0,13	0,08	0,017	0,021	0,22
Центр	0,71	1,02	0,14	0,98	0,020	0,021	0,22

На рис. 51 и 52 приведены диаграммы изотермического превращения переохлажденного аустенита для поковок диаметром 700 мм из сталей 60ХН и 60ХГ, а в табл. 10 дан химический состав по сечению поковок, откуда следует, что в основном ликвидирует углерод. Различие в величине аустенитного зерна, наличие физи-

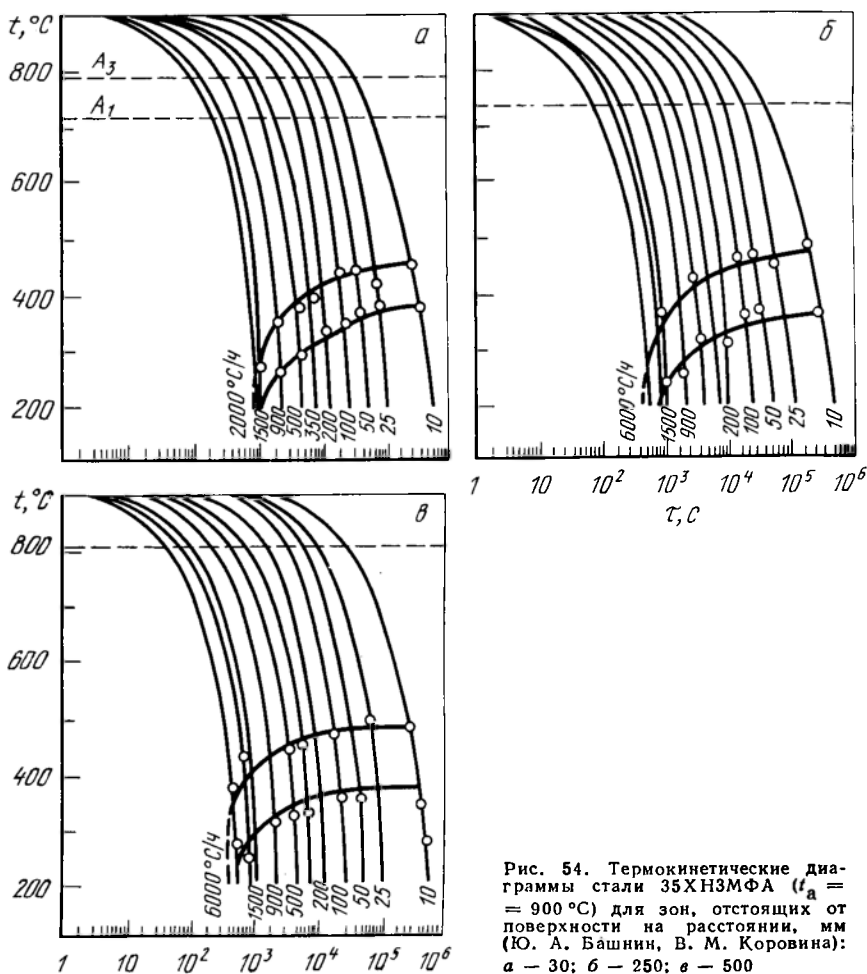


Рис. 54. Термокинетические диаграммы стали 35ХНЗМФА ($t_a = 900^\circ\text{C}$) для зон, отстоящих от поверхности на расстоянии, мм (Ю. А. Башнин, В. М. Коровина): а — 30; б — 250; в — 500

ческой, химической и кристаллической неоднородности приводит к замедлению распада не только в перлитной, но и в промежуточной областях.

На рис. 53 и 54 представлены диаграммы изотермического превращения и термокинетические диаграммы стали 35ХНЗМФА. Изменение устойчивости переохлажденного аустенита как в пер-

литной, так и в промежуточных областях в функции места отбора образцов поковки диаметром 1120 мм связано с ликвацией углерода и легирующих элементов.

3. Характер напряженного состояния

Наличие значительных перепадов температуры по сечению в процессе нагрева и охлаждения поковок приводит, наряду с неодновременностью протекания фазовых превращений с изменением удельного объема фаз, к возникновению значительных временных и остаточных напряжений.

Знание кинетики формирования временных и остаточных напряжений в процессе термической обработки крупных поковок дает возможность уменьшить их вредное влияние, а в некоторых случаях использовать их для повышения конструктивной прочности изделий.

Для определения характера напряженного состояния, возникающего при охлаждении крупных поковок, необходимо знание температурного поля, кинетики превращения аустенита исследуемой стали в условиях непрерывного охлаждения, изменения предела текучести σ_T и модуля упругости (E) в функции температуры и структурного состояния.

Ниже приведены экспериментальные данные по кинетике формирования осевых (σ_z), тангенциальных (σ_T) и радиальных (σ_r) напряжений по сечению роторной поковки диаметром 850 мм из стали 35ХНЗМФА при охлаждении с температуры аустенитизации на воздухе в функции времени (рис. 55). При этом были использованы экспериментальные данные о температурном поле поковки данного размера из роторной стали, кинетике распада переохлажденного аустенита в условиях непрерывного охлаждения, изменении предела текучести в функции температуры и структурного состояния. Расчет был проведен с использованием ЭВМ.

При этом температура поверхности (при времени охлаждения 9,5 ч) составила 300°C, центра 370°C. По всему сечению наблюдалось бейнитное превращение.

Наибольшей величины осевые и тангенциальные напряжения достигают в момент максимального температурного перепада между поверхностью и центром поковки в процессе охлаждения. Через 2,5 ч этот перепад составил 165°C. Температура поверхности составила 460°C, центра 625°C.

В силу значительной устойчивости аустенита структура охлаждаемой поковки к этому моменту представляла собой переохлажденный аустенит. Однако величина эквивалентного расчетного напряжения для всех слоев оказалась меньше предела текучести.

Таким образом, в этот момент поковка нагружена в упругой области. При дальнейшем охлаждении величина напряжений несколько снижается, знак напряжений для центра и поверхности меняется за счет протекания бейнитного превращения.

Плавное изменение напряжений при охлаждении поковки в течение 1,25 ч связано только с наличием температурного градиента. Более резкое уменьшение σ_z , σ_r и σ_t с дальнейшим увеличением времени охлаждения до 5 ч (рис. 56) с изменением знака напряжений связано с частичным протеканием бейнитного превращения.

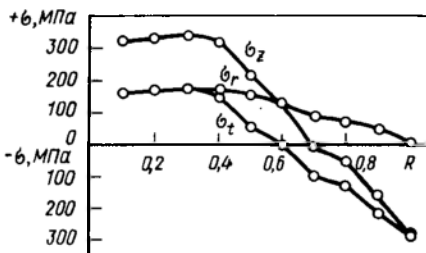


Рис. 55. Изменение σ_z , σ_r , σ_t по сечению поковки диаметром 850 мм из стали 35ХНЗМФА при охлаждении на воздухе, время охлаждения 1,25 ч

И, наконец, протекание бейнитного превращения в центре поковки (рис. 57) привело к возникновению в первых слоях сжимающих осевых, тангенциальных и радиальных напряжений. В поверхностных слоях наблюдаются растягивающие осевые и тангенциальные напряжения.

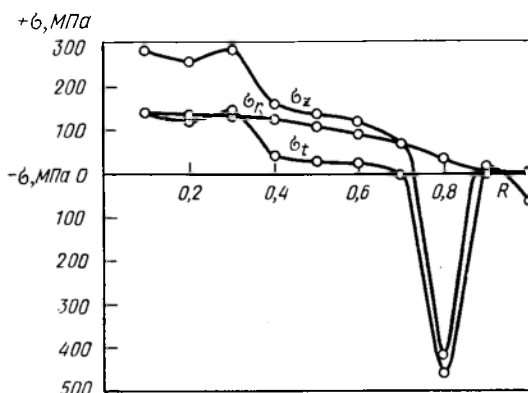


Рис. 56. Изменение σ_z , σ_t , σ_r по сечению поковки диаметром 850 мм из стали 35ХНЗМФА при охлаждении на воздухе, время охлаждения 5 ч

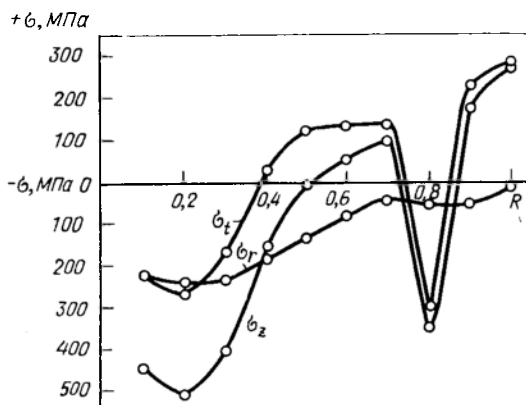


Рис. 57. Изменение σ_z , σ_t , σ_r по сечению поковки диаметром 850 мм из стали 35ХНЗМФА при охлаждении на воздухе, время охлаждения 9,5 ч

4. Водород в крупных поковках

Одной из главных причин низкого качества, а иногда и брака крупных поковок является чрезмерная насыщенность металла водородом (от 3—5 до 10—12 см³/100 г металла). Все это приводит к необходимости установления длительных, не всегда научно-обоснованных режимов противоблуженной термической обработки.

Проблема водорода в жидкой и твердой стали является одной из основных проблем современной металлургии и целого ряда отраслей в машиностроении.

Количество водорода в жидкой стали зависит от способа выплавки, вида применяемого топлива, шлакового режима, продолжительности плавки, кипения, раскисления и целого ряда других факторов. Водород может быть внесен

шихтовыми (чугуном, стальными отходами), легирующими, шлакообразующими материалами, рудой и раскислителями. Содержание водорода в основной мартеновской стали колеблется в пределах от 5—7 до 8—10, в кислой — от 3—4 до 5—7 см³/100 г металла.

Одним из действенных методов снижения содержания водорода в стали является применение вакуумной разливки, которая уменьшает содержание водорода примерно вдвое.

Для крупных слитков наиболее эффективной является дегазация стали при отливке слитков в изложницу или вакуумирование стали в струе. При отливке слитка в вакууме струя жидкой стали, попадая в разреженное пространство камеры, распадается на множество капель и струек. Это создает наиболее благоприятные условия для полного очищения металла от газов и неметаллических включений. Отмечено, что в результате вакуумирования содержание водорода в жидкой хромоникельмолибденовой стали снизилось в среднем с 4—5 до 2,0 см³/100 г, а содержание неметаллических включений (оксидно-силикатных) с 0,020 до 0,007 %.

Многokrатное вакуумирование стали — в ковше циркуляционным способом и при последующей разливке в вакуумной камере — понижает содержание водорода в кислой мартеновской стали до 1,5 см³/100 г.

Вакуумно-дуговой переплав стали обеспечивает снижение содержания водорода в ней в три раза.

Таким образом совершенствование технологии выплавки может обеспечить существенное снижение содержания водорода в стали, что обеспечит значительное уменьшение флокеночувствительности и склонности к водородному охрупчиванию сталей в изделиях больших сечений.

Взаимодействие водорода с железом представляет собой сложный процесс, зависящий от многих факторов.

Многочисленными работами установлено, что водород в стали может находиться в виде: а) растворенных атомов в матрице; б) ионов; в) молекул; г) химических соединений — гидридов.

Все эти формы обусловлены существованием водорода в виде ионов (протонов), атомов и молекул.

На основании комбинирования трех методов определения водорода (вакуум-плавления, вакуум-нагрева и электрохимического) Ю. А. Клячко и О. Д. Ларина показали, что кроме растворенного и молизованного состояния, водород может встречаться в окисленном состоянии — в виде водяных паров, адсорбированных в порах металла и гидроксильных групп в составе неметаллических включений, а также в виде твердого раствора с карбидной фазой.

Наиболее распространенным является мнение о том, что водород находится в матрице в атомарном состоянии, образуя твердый раствор внедрения. Наряду с атомарным водородом, находящимся в твердом растворе, в различных так называемых коллекторах типа пустот, образуется молекулярный водород, находящийся там в зависимости от содержания и размера пор под высоким давлением.

Установлено, что большая часть водорода в стали при низких температурах находится в микропорах в газообразном состоянии (щели, пустоты, скопления дислокаций).

Одной из характерных особенностей переходных металлов является наличие незавершенных внутренних электронных оболочек, что обуславливает их стремление к приобретению электронов из любых источников. Таким источником, в частности, может являться водород, либо другой атом внедрения.

Образование твердого раствора внедрения по мнению В. К. Григоровича определяется, во-первых, возможностью перехода в плазму валентных электронов легких элементов в решетку металла — растворителя и, во-вторых, наличием октаэдрических и тетраэдрических пор в решетке растворителя.

Внедрение водородного атома в решетку переходного металла, в частности железа, можно рассматривать как добавку протона и электрона. Когда водород присутствует в виде протона, то добавляемый валентный электрон может частично заполнить вакантную *d*-орбиту атомов железа или вливаться в общую

массу свободных электронов, характеризующих металлическое состояние. В этой связи растворимость водорода может зависеть от присутствия других элементов внедрения, таких как кислород, азот.

Таким образом можно считать, что атом водорода при внедрении в решетку железа теряет свой электрон, статистически обмениваясь электронами с другими атомами.

По закону Сиверта растворимость водорода (S) в металле пропорциональна корню квадратному из парциального давления водорода (P): $S = K \sqrt{P}$, где K — константа.

Растворимость водорода в железе очень мала и определяется температурой и модификацией железа. Так, при температуре 600°C растворимость водорода в Fe_α составляет $1,5 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ металла, при 910°C — $3,2 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ металла. При 910°C в Fe_γ растворится $6,5 \text{ см}^3/100 \text{ г}$. В жидкой стали при температуре 1530°C растворится, примерно $30 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ металла.

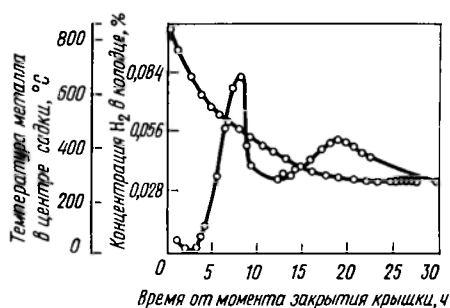


Рис. 58. Зависимость концентрации водорода в атмосфере колодца от времени (температуры) отжига

Таким образом один атом водорода приходится на 10^4 — 10^5 атомов железа. Различная растворимость водорода в α и γ модификациях железа связана с различным количеством и размером октаэдрических и тетраэдрических пор в о. ц. к. и г. ц. к. решетках.

В силу различной растворимости водорода в α и γ модификациях железа интенсивное удаление водорода из стали должно происходить в момент превращения аустенита при охлаждении. Для подтверждения данного положения, была изучена кинетика удаления водорода из блюмов размером 130×130 и 150×150 мм стали 20XНЗА .

Кинетику удаления водорода из стали изучали косвенным путем: по изменению концентрации водорода в атмосфере колодца, в котором проводили отжиг блюмов из стали 20XНЗА . Отбор проб газа осуществляли в нескольких точках колодца, с помощью вакуумно-плотного насоса, периодически подсоединяемого к газоотборным трубкам. Перед пробоотборником устанавливали фильтр для улавливания водяных паров. Пробы газа анализировали на хроматографе «Луч».

Для предотвращения свободного конвективного обмена между атмосферой цеха и колодца последний при проведении эксперимента уплотняли с помощью засыпки швов и различных неплотностей песком или замазывали глиной. Тем не менее, некоторое количество водорода постоянно удалялось из колодца в атмосферу цеха, поэтому получаемая в условиях данного эксперимента информация не могла быть использована для определения количества водорода, выделившегося из металла. При построении опытных данных в координатах концентрация водорода — время была получена кинетическая кривая изменения концентрации водорода в атмосфере колодца, свидетельствующая об изменении скорости выделения водорода из металла.

В процессе охлаждения блюмов фиксировалось также изменение температуры металла, находящегося в различных участках колодца.

Из представленного на рис. 58 графика видно, что интенсивность выделения водорода из металла является функцией температуры. При температуре металла 850°C , соответствующей началу охлаждения, до температуры 650°C скорость выделения водорода минимальная, что объясняется повышенной растворимостью водорода в стали, имеющей структуру аустенита при указанных температурах.

Повышение интенсивности выделения водорода при охлаждении металла с 650 — 600°C связано с началом перлитного превращения аустенита, сопровождающегося резким уменьшением растворимости водорода в стали. Первый

максимум интенсивности выделения водорода из блюмов для данной плавки соответствует температуре 600 °С, по мере дальнейшего охлаждения интенсивность выделения водорода быстро падает, а при температуре 360 °С достигает второго максимума, что связано, по-видимому, с распадом остатков аустенита в промежуточной области.

Таким образом, превращение аустенита при охлаждении интенсифицирует процесс удаления водорода из металла и его перераспределения. Практика показывает, что количество водорода в стали может значительно превышать равновесное содержание. Взаимодействие дефектов структуры с атомами внедрения приводит к отклонению от средней концентрации в микрообъемах и влияет на стабильность структурной неоднородности. С. З. Бокштейн, применив метод электронно-микроскопической автордиографии, показал, что в структуре однофазных металлов водород не обогащает границы зерен, а равномерно распределяется в теле зерна, располагаясь у ямок травления, плотность которых соответствует плотности дислокации в отожженном металле. По мнению автора такой характер локализации свидетельствует о наличии сегрегации водорода на дислокациях. В сталях сложного состава водород локализуется на дислокациях и двумерных дефектах, малоугловых и межфазных границах.

Таким образом при заданном содержании водорода локальное пересыщение будет определяться протяженностью внутризеренных дефектов и границ фаз.

Микронеравномерность распределения водорода зависит в основном от плотности металла, т. е. от наличия микро- и макropустот, неметаллических включений, их количества, формы, природы и характера распределения, от напряжений как термических, так и структурных.

О местах локализации водорода можно судить по пузырькам на поверхности, покрытой тонким слоем глицирина, наводороженных образцов в процессе вылеживания при увеличении в 500—1000 раз. Показано, что водород выделяется по границам зерен и около крупных неметаллических включений.

На локальное распределение водорода влияет тип неметаллических включений; наибольшее количество водорода концентрируется у сульфидных включений, наименьшее — у силикатных, что связано с характером напряженного состояния на границе раздела матрица — включение.

Из-за малого атомного радиуса ($\approx 1 \text{ \AA}$) водород в железе обладает значительной скоростью диффузии. В силу различной упаковки атомов железа в о. ц. к. и г. ц. к. решетках, а следовательно, различного количества тетраэдрических и октаэдрических пор подвижность атомов водорода при одинаковой температуре выше в Fe_α .

С повышением температуры коэффициент диффузии водорода в Fe_α и Fe_γ растет по экспоненте: $D = D_0 e^{-\frac{Q}{RT}}$.

Так, по данным Н. М. Чуйко при комнатной температуре $D_{\text{H}}(\text{Fe}_\alpha)$ в 10 000 раз больше чем $D_{\text{H}}(\text{Fe}_\gamma)$ и при 600 °С больше в 10 раз.

При оценке влияния различных факторов на диффузионную подвижность водорода большое значение имеет величина водородопроницаемости, которая характеризует количество водорода, проходящего через единицу площади на единицу толщины при давлении газа на входе, равном одной атмосфере. Процесс водородопроницаемости включает процесс адсорбции молекул водорода поверхностью металла, диссоциации, диффузии, молизации и десорбции. Скорость процесса будет лимитироваться скоростью наиболее медленного из них. Когда адсорбция и десорбция велики по сравнению с диффузией, водородонепроницаемость может служить мерилем скорости диффузии водорода.

Предпринята попытка установления связи диффузионной подвижности водорода с положением металлов в периодической системе. Полагают, что проницаемость водорода в металлах определяется плотностью неспаренных d и p -электронов внешних оболочек атомов кристаллической решетки. Чем больше плотность, тем больше проницаемость. Таким образом, значительная проницаемость должна наблюдаться у таких элементов как Fe, Co, Ni, Cr, Pd, что и подтверждается практикой. Низкая проницаемость с заполненной d -оболочкой

у элементов Cd, Zn, Hg, средняя проницаемость наблюдается у металлов с незначительной плотностью — Ag, Cu, Al.

В ряде работ установлено, что коэффициент диффузии водорода при низких температурах значительно отличается от значений, полученных путем экстраполяции высокотемпературной зависимости в сторону занижения.

Водород, находящийся в микропустотах в молизованном состоянии, плохо поддается извлечению из металла, так как он не растворим в стали. Вылеживание наводороженной стали при комнатной температуре снижает общее содержание водорода вследствие десорбции протонного и атомарного водорода, количество же молизованного водорода имеет тенденцию к увеличению.

Таким образом, проницаемость и коэффициент диффузии водорода в значительной степени при данной температуре определяются структурным состоянием, степенью дефектности структуры, природой и характером распределения неметаллических включений и, наконец, плотностью материала, т. е. наличием пористости. Все это имеет большое практическое значение при разработке технологии противоблохенной термической обработки крупных поковок.

5. Флокены в стали

Флокенами называют дефекты стали, имеющие вид серебристых пятен круглой или вытянутой формы на поверхности излома или вид тонких волосных трещин на шлифованном и протравленном темплете.

Проблеме флокенов в стали посвящено громадное количество экспериментальных и теоретических работ. С одной стороны это свидетельствует о практической важности указанной проблемы, с другой — о сложности явлений, протекающих в металле и приводящих к образованию такого рода дефектов. На рис. 59 показан вид флокенов в поковке для валков горячей прокатки.

Известно, что одной из главных причин образования флокенов в крупных поковках является повышенное содержание водорода в стали.

Флокены обычно наблюдаются в катанной стали или поковках, но иногда они встречаются и в литой стали. Как правило, они располагаются в средней части поковки и не имеют определенной ориентировки. В крупных поковках флокены располагаются или берут начало в ликвационных участках, обогащенных углеродом, фосфором, серой и легирующими элементами.

Историческое развитие теории флокенообразования связано с большим количеством гипотез. Происхождение флокенов объяснялось и неметаллическими включениями в стали, образующими непрочные прослойки; и газовыми пузырями, возникающими при застывании слитков; и образующимися при ковке «фильмами», расплавленными и вытянутыми ликвационными объемами; и надрывами на стенках дендритов при ковке от несоответствующих температур; и местными хрупкими зонами от выделения нитридов и высоким давлением окиси углерода, образующейся в результате реакции окислов железа с углеродом при нагреве под ковку плохо раскисленной стали и т. д. В специальной литературе все они подробно рассмотрены.

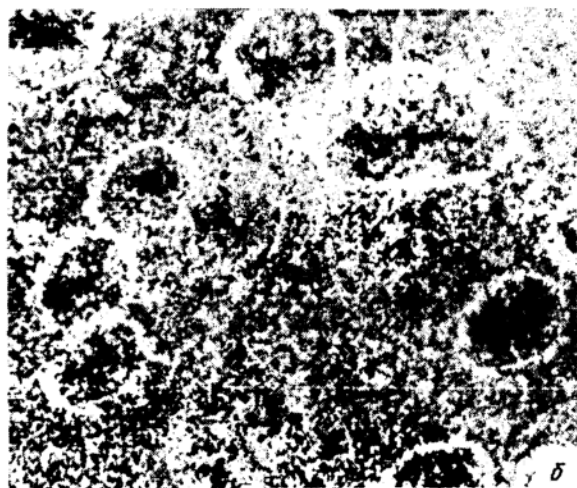
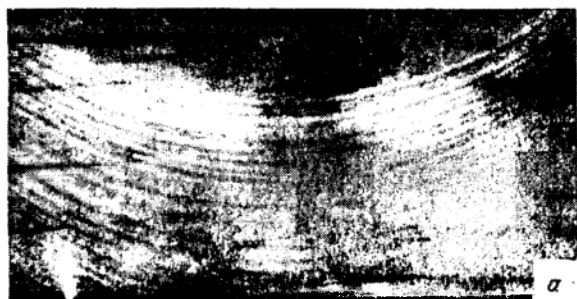


Рис. 59. Флокены в крупных поковках для производства валков горячего проката (Ю. А. Башнин, В. Н. Цурков):

a — в продольном сечении поковки; *б* — в поперечном сечении поковки; *в* — в изломе

В свое время А. Л. Бабошин, а затем Н. Т. Гудцов и др. пришли к выводу, что флокены образуются в результате неодновременности протекания фазовых превращений в осях и междоосных пространствах дендритов, обогащенных углеродом и легирующими элементами, что приводит к возникновению больших внутренних напряжений.

Затем был выдвинут целый ряд гипотез о влиянии водорода на образование флокенов.

В настоящее время считают, что флокены реализуются при содержании водорода 4—8 см³ на 100 г металла под действием дополнительных внутренних напряжений (структурных, термических и механических), которые увеличивают локальную концентрацию водорода в растворе и способствуют коагуляции вакансий и скоплению дислокаций на границах зерен и блоков и, особенно, на межфазных границах.

Практика показывает, что флокены образуются не мгновенно, а после определенного инкубационного периода времени, необходимого для достижения соответствующего содержания водорода в дефектном участке кристаллической решетки, где зарождается флокен. Скорость притока водорода к таким местам увеличивается с повышением градиента упругой деформации, вызываемой восходящей диффузией водорода. Длительность инкубационного периода уменьшается с увеличением содержания водорода, остаточных внутренних напряжений, содержания водорода и величины зерна.

П. В. Склюев делает вывод, что температура начала появления флокенов не является постоянной и зависит не только от содержания водорода, но и от состава стали и скорости охлаждения. Чем выше содержание водорода и чем больше скорость охлаждения, тем выше температура образования флокенов.

Таким образом только растягивающие напряжения при наличии диффузионно-подвижного водорода могут вызвать образование флокенов. Водород путем восходящей диффузии обогащает зоны растягивающих напряжений и, собираясь около дислокаций, способствует зарождению и распространению микротрещин.

В табл. 11 приведено условное распределение сталей по степени флокеночувствительности:

Т а б л и ц а 11. Флокеночувствительность сталей

Марка стали	Группа	Степень легирования
50, 55, 15, 20, 25, 30, 40, 45	I	Углеродистые
20X, 35X, 40X, 50X, 10Г2, 50Г, 50Г2	II	Низколегированные
60ХГ, 15ХМ, 35ХМ, 20ГС, 25ГС, 20ХГСА	III	Среднелегированные
20ХН, 40ХН, 50ХН, 60ХН, 40ХНМ, 34ХН1МА, 38ХГН, 5ХГМ, 5ХНМ	IV	Высоколегированные
34ХН3М, 38ХН3МА, 5ХНМ2		

Условность распределения связана с тем, что, как уже отмечалось, флокеночувствительность определяется кроме состава стали размерами поковки или изделия, металлургическим качеством стали и в первую очередь содержанием водорода, а также характером охлаждения. Естественно, что при прочих равных условиях вероятность образования флокенов будет возрастать по мере легирования стали, что связано с повышением уровня ликвации, устойчивости переохлажденного аустенита, снижением температурного интервала мартенситного превращения.

6. Технология противфлокенной термической обработки крупных поковок

Режимы противфлокенной термической обработки, применяемые в настоящее время на большинстве отечественных и зарубежных заводов, включают: 1) операцию превращения переохлажденного аустенита в однородную перлитную для углеродистых и низколегированных сталей или бейнитную структуру для легированных сталей, обладающих значительной устойчивостью переохлажденного аустенита; 2) операцию изотермической выдержки при субкритических температурах, обеспечивающих повышенную подвижность водорода; 3) операцию окончательного замедленного охлаждения с температуры изотермической выдержки с целью обеспечения допустимого минимума остаточных внутренних напряжений в поковках.

Первую операцию осуществляют при различном переохлаждении послековки в зависимости от состава стали. Как правило, поковки из углеродистых и низколегированных марок стали переохлаждаются до температур 450—650 °С, из высоколегированных сталей — до температур 300—350 °С. Выбор температуры переохлаждения должен определяться кинетикой распада переохлажденного аустенита и учетом возможности образования флокенов в процессе выдержки при больших переохлаждениях. Температура изотермической выдержки колеблется в пределах 600—650 °С.

Выдержка при субкритических температурах обеспечивает частичное удаление растворенного водорода с поверхностных слоев и перераспределение в центральном объеме. При этом уменьшается количество активного растворенного водорода, что и приводит к уменьшению флокеночувствительности стали.

Длительность изотермической выдержки определяется составом стали, методом ее выплавки, содержанием водорода в слитке и размерами поковок.

Необходимость замедленного охлаждения обусловлена стремлением уменьшить величину растягивающих напряжений в центральной зоне, способствующих возникновению флокенов.

Общая продолжительность противфлокенной термической обработки колеблется в этой связи от 200 до 1000 ч. Эту обработку проводят в газовых печах с выкатным подом. Садку выбирают с уче-

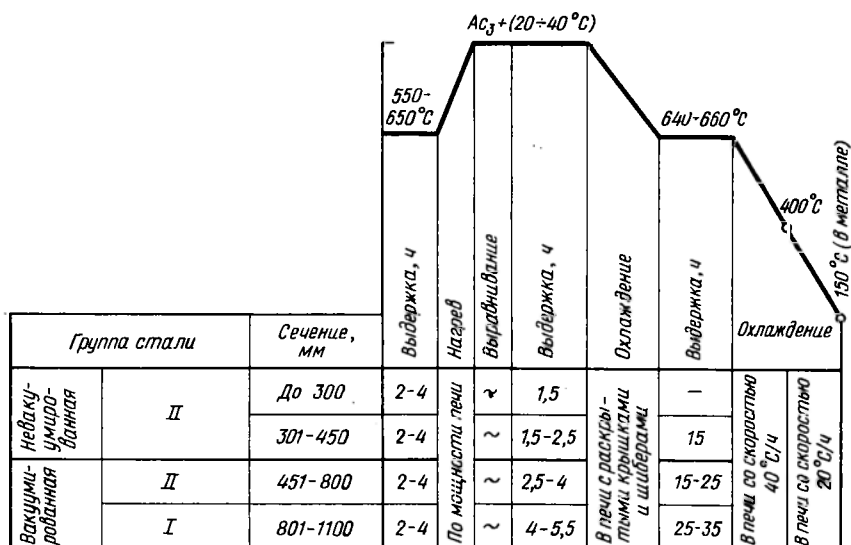


Рис. 60. Отжиг поковок из сталей I и II групп на флокеночувствительность (А. А. Астафьев, И. А. Борисов, А. А. Юргенсон)

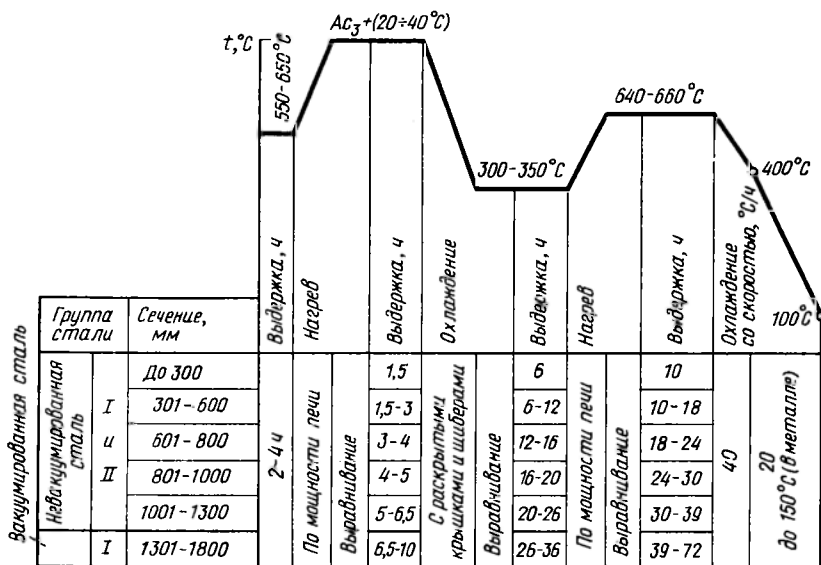


Рис. 61. Изотермический отжиг поковок из сталей I и II групп (А. А. Астафьев, И. А. Борисов, А. А. Юргенсон)

том отмеченных выше факторов, определяющих длительность изотермической выдержки. Требования по загрузке поковок в печи с выкатным подом сводятся к следующему.

При сечении поковок до 600 мм расстояние между ними в печах с выкатным подом в горизонтальном ряду должно составлять 100 мм, при сечении свыше 600 мм оно равно 200 мм; расстояние от горелок 200 мм, от торцевых холодных стенок 500 мм, от горячих 300 мм.

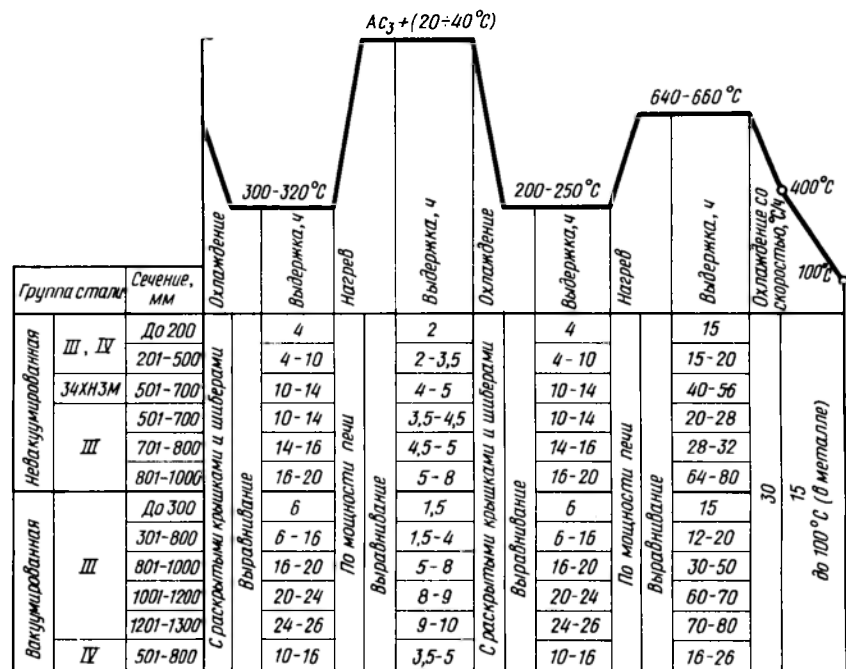


Рис. 62. Изотермический отжиг поковок из сталей III и IV групп: (А. А. Астафьев, И. А. Борисов, А. А. Юргенсон)

На рис. 60—62 приведены типовые режимы предварительной термической обработки поковок на металлургических и машиностроительных заводах в соответствии с распределением сталей по степени флокеночувствительности.

РЕКОМЕНДАТЕЛЬНЫЙ БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

Астафьев А. А., Борисов И. А., Юргенсон А. А. — В кн.: Термическая обработка в машиностроении: Справочник. М.: Машиностроение, 1980, с. 625—662.

Башнин Ю. А. Там же, с. 607—624.

ТЕХНОЛОГИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛИ НА МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ЗАВОДАХ

Глава VIII

ТЕХНОЛОГИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СЛИТКОВ И НЕПРЕРЫВНОЛИТЫХ ЗАГОТОВОК

Необходимость и характер термической обработки слитков связаны с особенностью строения литой стали, и, в первую очередь, с ее неоднородностью. Неоднородность обычно бывает трех видов: физическая, структурная и химическая.

Физическая неоднородность определяется наличием усадочной раковины и пористости, обусловленных разницей объемов жидкого и закристаллизовавшегося металла и газами, растворенными в жидком металле и выделяющимися при кристаллизации. Нарушение сплошности металла может проявляться и в виде трещин, которые образуются под воздействием больших внутренних напряжений, возникающих при охлаждении слитка.

Структурная неоднородность обусловлена наличием в стальном слитке трех основных зон, из которых основное значение имеют зоны столбчатых и равноосных кристаллов.

Относительное распределение в объеме слитка этих зон имеет большое значение. В зоне столбчатых кристаллов металл более плотный, он содержит меньше раковин и газовых пузырей. Однако места стыков столбчатых кристаллов имеют малую прочность.

Химическая неоднородность, так называемая ликвация, подразделяется на зональную и дендритную. Зональная ликвация — это химическая неоднородность в пределах различных зон слитка. Она обнаруживается в виде пятен или ликвационного квадрата на поперечных темплетах. Причиной зональной ликвации является либо скопление на границе зон столбчатых и равноосных кристаллов неметаллических включений, либо повышенная концентрация серы, фосфора и углерода. Дендритная ликвация — это химическая неоднородность в пределах дендритов. Дендритная ликвация присуща сплавам, кристаллизация которых происходит в интервале температур, в результате чего в слитке наблюдается неоднородное распределение легирующих элементов и примесей по сечению, а также появление избыточных составляющих эвтектического или перитектического происхождения (карбидная неоднородность). Возникновение дендритной ликвации обусловлено различной растворимостью углерода и других элементов в жидкой и твердой фазах.

Неоднородность по химическому составу приводит к неоднородности физико-механических свойств, а, следовательно, к снижению эксплуатационных свойств стали.

На возникновение и развитие дефектов литой структуры значительное влияние оказывает скорость кристаллизации, зависящая при прочих равных условиях от массы слитка. Кроме того, охлаждение слитков, особенно из легированных сталей, сопровождается развитием значительных внутренних напряжений, которые нередко приводят к образованию трещин. Возникновение внутренних трещин связано прежде всего с неравномерностью объемных изменений стали при тепловой усадке.

Внутренние напряжения появляются и в результате структурных превращений. В процессе охлаждения происходит превращение аустенита в структуру перлитного типа или мартенсит. Удельный объем исходной и конечной структур различен. Ввиду того, что охлаждение по сечению слитка происходит неравномерно, различные зоны его проходят через критические точки в разное время. Объемные изменения, связанные со структурными превращениями, следовательно, также происходят неодновременно по всему слитку, а это приводит к возникновению внутренних напряжений. Опасность возникновения внутренних напряжений в слитке возрастает в связи с тем, что литая сталь имеет грубое крупнозернистое строение.

Характеристика слитков. Стальные слитки по массе подразделяют на мелкие (менее 2 т), средние (2—8 т), крупные (8—50 т) и очень крупные (50—250 т). Слитки высоколегированных сталей обычно имеют массу 0,2—1,1 т (иногда до 3,5 т). Уменьшение массы слитка способствует уменьшению степени дендритной неоднородности. В крупных слитках, наряду с дендритной ликвацией, выявляется значительная зональная ликвация.

Стальные слитки подразделяют по назначению на: кузнечные, прокатные, сортовые квадратного сечения, трубные круглого сечения, листовые слитки прямоугольного сечения. Термическая обработка их преследует следующие цели.

1. Снижение внутренних напряжений для предупреждения возникновения трещин при хранении их на промежуточных складах и при перевозке в переделные цехи.

2. Понижение твердости для обдирки слитка с целью устранения поверхностных дефектов.

3. Выравнивание дендритной неоднородности.

Слитки, предназначенные для передела на блюминге, в большинстве случаев передают в печь для нагрева под прокатку (нагревательные колодцы) в горячем состоянии (непосредственно после затвердевания в изложницах). Такой вариант нагрева называют горячим посадом. Однако применять горячий посад невозможно, если необходима обдирка слитков перед прокаткой или ковкой, при поставке слитков для прокатки на другие заводы и при обработке некоторых высоколегированных сталей, склонных к образованию трещин при прокатке. В таких случаях слитки для предупреждения возникновения опасных внутренних напряжений подвергают либо замедленному охлаждению в неоттаплива-

емых колодцах, либо охлаждению в изложницах с последующей специальной термической обработкой.

Специальной термической обработке подвергают слитки из легированных сталей.

Для термической обработки слитков на отечественных заводах используют колодцевые печи или печи с выкатным подом. Известно также применение в мировой практике и других печей (с шагающими балками, карусельных, с шагающим подом).

Для снижения твердости и снятия внутренних напряжений слитки подвергают отжигу или высокому отпуску. С целью рационального использования оборудования и упрощения технологии, обрабатываемые стали объединяют в группы, имеющие

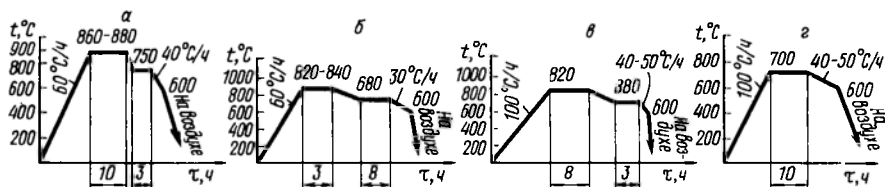


Рис. 63. Режимы отжига (а—в) и высокого отпуска (г) слитков:

а — быстрорежущие стали Р6М5, Р6М3, Р9, Р18, Р6М5К5, Р9М4К8; б — инструментальные легированные стали 3Х2В8Ф, Х12, Х12М, 7Х3, ХВГ, 6ХВ2С, 9ХС, 4Х5МФС, 5Х3В3МФС, 5ХНВ, 5ХНМ; в — шарикоподшипниковые стали ШХ4, ШХ15, СГ; г — конструкционные и рессорно-пружинные стали 15Х, 20Х, 50Х, 20ХН, 50ХН, 30ХН3А, 20Х2Н4А, 25Х2Н4ВА, 40Х2Н2МА, 30ХГТ, 30ХГА, 60Г, 70Г, 50С2, 60С2, 50ХФА, 55СМ5ФА, 50СВФА

близкие критические точки, приблизительно одинаковый интервал температур отжига и одинаковую склонность к окислению и обезуглероживанию.

Конкретные режимы термической обработки слитков определяются составом стали, их массой и используемым оборудованием.

Слитки из быстрорежущих, высокохромистых сталей ледебуритного класса, хромистых коррозионностойких и некоторых инструментальных сталей подвергают отжигу с фазовой перекристаллизацией (полному отжигу). Стали содержат большое количество устойчивых карбидов вольфрама, молибдена, ванадия, хрома и не склонны поэтому к перегреву. Однако ввиду пониженной теплопроводности скорость нагрева не должна превышать $60\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{ч}$.

Слитки легированных конструкционных сталей перлитного, перлитно-мартенситного и мартенситного классов подвергают высокому отпуску.

Хромоникелевые, хромоникельмолибденовые и хромоникельвольфрамовые стали мартенситного класса (20Х2Н4А, 40Х2Н2МА, 18Х2Н4ВА и др.) вследствие высокой устойчивости переохлажденного аустенита имеют даже при замедленном охлаждении структуру мартенсита или трооститомартенсита, поэтому отжиг их с фазовой перекристаллизацией не приводит к образованию перлитной структуры. Для снижения твердости их достаточно нагреть до температуры ниже A_{c1} . При высоком отпуске наряду со снятием

напряжений происходит распад мартенсита с образованием структуры сорбита, что и приводит к снижению твердости. Режимы отжига и высокого отпуска слитков приведены на рис. 63, а—г.

Гомогенизирующему отжигу подвергают только слитки из легированных сталей, предназначенных для изготовления весьма ответственных изделий. Отжиг проводят как холодных, так и горячих слитков сразу же после их затвердевания в изложницах.

Температуру нагрева при гомогенизирующем отжиге обычно устанавливают в пределах 1100—1170 °С. Известно, что интенсивность процесса диффузии зависит от перепада концентрации, а последний с течением времени убывает, отсюда следует, что со временем убывает и эффективность гомогенизации. Наиболее значительное выравнивание химической неоднородности наблюдается в первые 8—10 ч выдержки. Продолжительность выдержки при отжиге составляет обычно 8—15 ч, а охлаждение садки осуществляют замедленно с печью до 800—820 °С, затем на воздухе.

Известно, что максимальная температура отжига ограничивается опасностью оплавления наиболее легкоплавких участков в межосных объемах дендритов. В процессе начальных ступеней отжига происходит обеднение примесями этих участков, что дает возможность повысить температуру отжига на следующей ступени.

Таким образом, температура на конечной ступени может быть существенно выше, чем при обычном одноступенчатом отжиге. Это в свою очередь позволяет получить более однородную макроструктуру, снизить карбидную неоднородность в деформированном металле, улучшить технологическую пластичность стали, а также сократить длительность выдержки при отжиге. На рис. 64 представлен режим ступенчатого отжига слитков из стали ШХ15, совмещенного с нагревом под прокатку.

При гомогенизирующем отжиге слитков под влиянием высокой температуры происходит интенсивный рост зерен. Однако, поскольку слитки затем подвергают горячей обработке давлением (прокатке, ковке и др.), в процессе которой происходит измельчение зерна, проведения специальной термической обработки для устранения крупнозернистой структуры не требуется.

Качество термической обработки слитков контролируют по твердости и отсутствию трещин при длительном хранении и нагреве под деформацию.

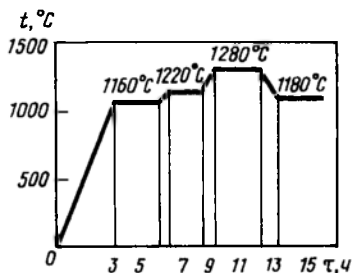


Рис. 64. Режим ступенчатого отжига слитков из стали ШХ15, совмещенного с нагревом под прокатку

Райцес В. Б. Термическая обработка на металлургических заводах. М.: Металлургия, 1971. 248 с.

Доронин В. М. — В кн.: Металловедение и термическая обработка стали: Справочник. Т. 3. М.: Металлургия, 1983, с. 6—28.

Глава IX

ТЕХНОЛОГИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

КРУПНЫХ ПОКОВОК ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА ВАЛКОВ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ

1. Требования, предъявляемые к стали для производства валков горячей прокатки

Известно, что условия работы прокатных станов, даже аналогичного назначения и конструкции, могут значительно различаться. Общим в условиях работы валков горячей прокатки является следующее. Деформируемый металл разогревает поверхностный слой валка до высоких температур. Поверхность валка расширяется значительно сильнее, чем более холодные глубинные слои. Это приводит к возникновению больших напряжений: сжимающих — на поверхности и растягивающих — в глубинных слоях. В момент завершения каждого прохода горячего металла между валками поверхность валка, не находящаяся больше в соприкосновении с горячим металлом, под влиянием охлаждения водой остывает и быстро сжимается. В результате в валках возникают напряжения противоположного знака. Многократно повторяющийся циклический быстрый нагрев до высоких температур поверхностных слоев валка при контакте с раскатываемой заготовкой и их последующее охлаждение приводят к образованию сетки трещин разгара.

Проведенное М. А. Тылкиным исследование показало, что температура поверхности валка при установившемся процессе прокатки составляет 750—800 °С, снижаясь во время пауз между пропусками на 100—150 °С, а при переходе к новой заготовке — на 300—350 °С. Однако уже на глубине 3—4 мм от поверхности валка температура не превышает 100 °С. Термические и структурные напряжения, возникающие на поверхности валка, суммируются с напряжениями от действующих нагрузок и могут превысить предел прочности отдельных микрообъемов, что и приводит к образованию трещин или сетке разгара.

Длительное пребывание стали при высоких температурах может привести к структурным изменениям. В сталях перлитного класса наиболее часто происходит сфероидизация цементита и карбидов.

Для прокатных валков критерием работоспособности являются термостойкость, износостойкость и усталостная прочность.

Т а б л и ц а 12. Химический состав (%) сталей для валков горячей прокатки (ГОСТ 9487—70 и ГОСТ 10207—70)

Марка стали	C	Mn	Cr	Ni
55X	0,50—0,60	0,50—0,80	1,00—1,30	0,50
60XГ	0,55—0,65	0,80—1,00	1,00—1,30	0,40
60XH	0,55—0,65	0,50—0,80	0,50—0,60	1,00—1,50

Пр и м е ч а н и е. Содержание кремния в пределах 0,17—0,37, серы и фосфора $\leq 0,040\%$.

В СССР кованные валки горячей прокатки изготавливают из сталей 55X, 60XГ, 50XH, 60XH и углеродистой стали 50, химический состав которых приведен в табл. 12.

Однако химический состав стали не может однозначно определить качество валков горячей прокатки, так как повышению сопротивления стали износу и зарождению трещин способствуют много других факторов, среди которых не последнее место занимает термическая обработка. При повышении дисперсности структуры стальных валков возрастает их износостойкость, но снижается стойкость против поломок. Наоборот, в случае зернистой структуры увеличивается стойкость против поломок, но снижается износостойкость.

2. Технология термической обработки

Термическая обработка поковок для валков горячей прокатки послековки является, как правило, их окончательной термической обработкой и состоит из нормализации и длительной выдержки при температуре высокого отпуска.

Необходимость нормализации вызвана тем, что в процессековки температура различных частей крупных поковок колеблется в широком интервале. Степень деформации различных слоев поковок неодинакова; отдельные участки подвергаются воздействию высоких температур без последующей пластической деформации, что приводит к сохранению крупного зерна. Целью нормализации является уменьшение остаточных напряжений, возникающих при ковке, измельчение зерна и, как следствие, повышение механических свойств поковок.

На рис. 65 представлены режимы термической обработки поковок для валков горячей прокатки, применяемые на различных заводах. Из рис. 65 видно, что для поковок из стали 60XH на одном заводе (рис. 65, а) изотермическую выдержку в субкритическом районе определяли из расчета 4 ч на 100 мм диаметра, а на другом заводе (рис. 65, б) — из расчета 7 ч на 100 мм диаметра. На третьем заводе (рис. 65, в) проводят двойную термическую обработку —

предварительную и окончательную, общая продолжительность которой составляет более 20 сут, в то время как продолжительность цикла на первом заводе не превышает 8 сут.

Поковки для валков горячей прокатки подвергают термической обработке в больших печах с выдвижным подом, в которых садка достигает 220—250 т. Поковки на подине располагают в несколько ярусов. Практика термической обработки показывает, что для нормального прогрева изделий больших сечений необхо-

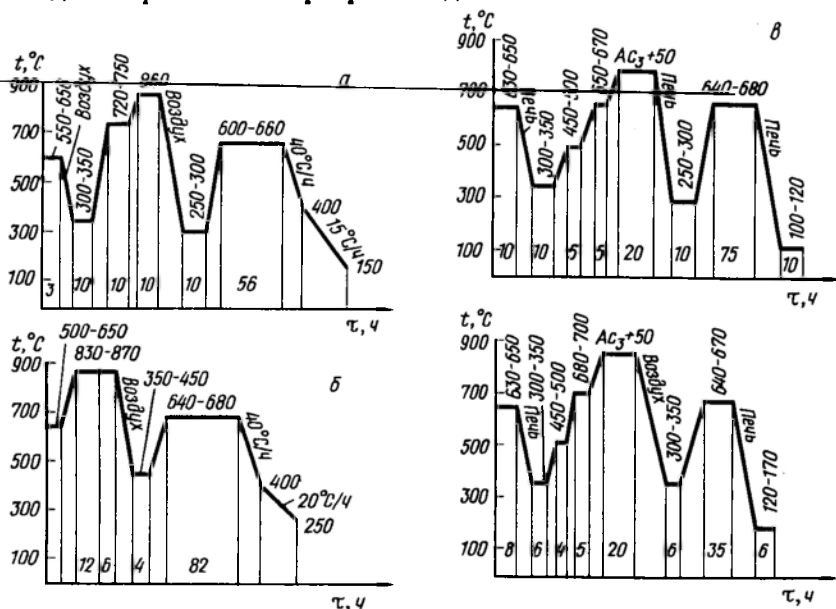


Рис. 65. Режимы термической обработки поковок для производства валков горячей прокатки. Цифры обозначают продолжительность выдержки, ч

дима выдержка 2,5—3 ч на 100 мм диаметра. Только в этом случае будут обеспечены необходимые условия для перекристаллизации, что приведет к измельчению зерна по сечению поковки, наиболее полному устранению внутренних напряжений, оставшихся послековки, и, как следствие, к улучшению механических свойств поковок после термической обработки.

Заводы заинтересованы в сокращении продолжительности существующих режимов, что позволило бы при хорошем качестве изделий увеличить производительность печей, уменьшить расход топлива и, как следствие, понизить себестоимость продукции. Но такая возможность, как отмечалось выше, может быть реализована только при условии знания реальных скоростей нагрева и охлаждения различных участков сечения поковок в процессе термической обработки, а также кинетики распада переохлажденного аустенита как в изотермических условиях, так и при непрерывном охлаждении.

Нагрев под нормализацию должен обеспечить температуру выше критических точек по всему сечению поковок. С учетом этой необходимости выбирают режим нагрева садки: скорость нагрева, температуру и время выдержки при температуре нормализации.

Скорость охлаждения металла реальных поковок при нормализации для садок массой 200—250 т в разных точках сечения составляет 25—60 °C/ч. Путем наложения указанных скоростей охлаждения на термокинетические диаграммы превращения переохлажденного аустенита для сталей 60ХН, 60ХГ и 55Х можно заключить, что при охлаждении поковок из этих сталей до температуры 650—600 °C в них полностью завершится перлитное превращение.

Охлаждение поковок необходимо вести до тех пор, пока в центре их сечения не будет достигнута температура 600 °C. Диаметр бочки поковки для валков горячей прокатки обычно в 2—2,5 раза больше диаметра шейки. Это накладывает определенные трудности на процесс охлаждения поковок, так как шейки охлаждаются быстрее бочек, и при значительном переохлаждении в них могут возникнуть флокены. Знание кинетики изменения температуры по сечению поковки (см. рис. 47) в сочетании с термокинетической диаграммой позволило разработать и внедрить новый режим термической обработки поковок для производства валков горячей прокатки.

Для ускорения прогрева, полной перекристаллизации на глубине $1/3 R$ от поверхности и частичной перекристаллизации в центре поковки новый режим нормализации исключал изотермическую выдержку при температуре 750 °C и предусматривал предварительный нагрев печи до 950 °C с последующим снижением и выдержкой при температуре нормализации 860 °C (рис. 66).

Цель кратковременного перегрева печи на 100 °C против нормальной температуры нормализации в течение 2—3 ч заключалась в создании дополнительного теплового импульса, позволяющего поднять температуру глубинных слоев поковки и обеспечить полную или частичную перекристаллизацию металла по всему сечению.

Таким образом, термическая обработка садок крупных поковок массой 200—250 т по данному режиму обеспечивает перекристаллизацию металла по сечению и сокращает длительность режима на 25—30 ч при общей длительности процесса 150—200 ч (рис. 67).

По данным многих заводских испытаний оказалось, что механические свойства крупных поковок не только повысились, но и стабилизировались в соответствие с техническими требованиями.

Контроль качества. Крупные поковки для валков горячей прокатки при сдаточных испытаниях подвергают контролю на механические свойства (на глубине $1/3 R$ от поверхности шеек на продольных образцах) σ_b , $\sigma_{с.2}$, δ , ψ , KCV и макроконтролю (на флокены и ликвационную неоднородность). Согласно техническим условиям, такому контролю подвергают каждую двадцатую

поковку указанного назначения. Для этого от поковки с прибыльной части слитка отрезается проба толщиной $0,5R$.

С целью облегчения порезки пробы и изготовления из нее образцов для механических испытаний пробу просверливают в соот-

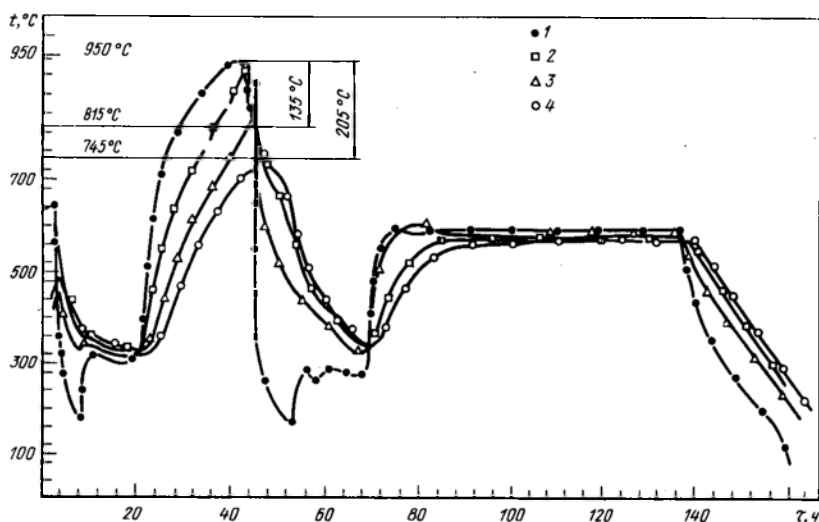


Рис. 66. Усовершенствованный режим термической обработки валков горячей прокатки. Время, ч, указано из расчета на поковку диаметром 1000 мм (Ю. А. Башнин, В. Н. Цурков):

1 — температура печи; 2 — температура поверхности поковки; 3 — температура $1/3R$ от поверхности поковки; 4 — температура центра

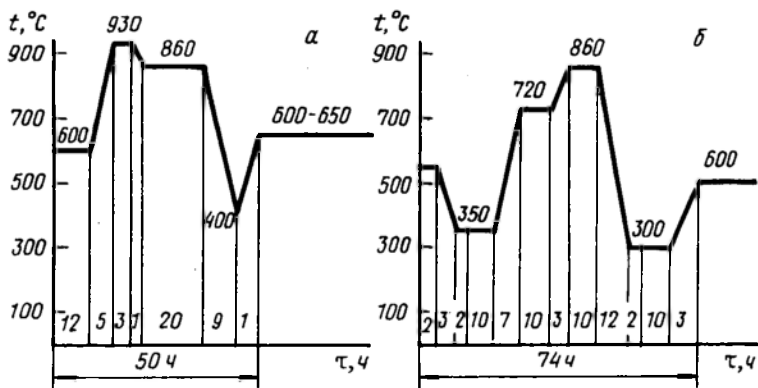


Рис. 67. Сравнение длительности термической обработки поковок по заводскому и разработанному режиму (Ю. А. Башнин, В. Н. Цурков)

ветствующем месте полым сверлом диаметром 60 мм. Из полученного стакана изготавливают продольные образцы для механических испытаний. Схема отбора пробы металла приведена на рис. 68. Кроме пробы, от шейки поковок отрезают темплет толщиной 20 мм для макроконтроля. В состоянии поставки валки горячей прокатки

должны обладать следующими свойствами: $\sigma_b \geq 800$ МПа, $\sigma_{0,2} \geq 500$ МПа, $\delta \geq 8\%$, $\psi \geq 33,0\%$, $KCV \geq 0,3$ МДж/м².

Поковки с флокенами бракуют и, как правило, подвергают перековке. В сечении шейки поковки встречается до ста флокенов. Обычно они располагаются во внецентренной зоне, на глубине $(1/3—2/3) R$, и не наблюдаются в поверхностной и центральной зонах, что можно объяснить следующим:

1. Из поверхностных зон металла путем диффузии водорода легче удалиться.

2. В центральных зонах сосредоточено больше различных пор и несплошностей, в которые может мигрировать водород, не создавая в них при этом критических давлений.

3. После отпуска остаточные напряжения в поковках распределяются таким образом, что в зоне, находящейся на глубине $(1/3—2/3) R$, возникают максимальные растягивающие напряжения, которые и способствуют возникновению флокенов.

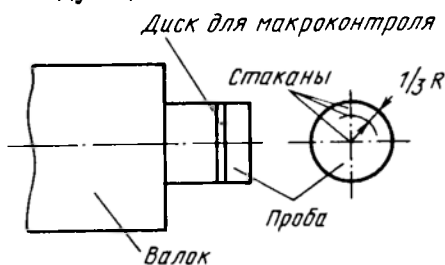


Рис. 68. Схема отбора пробы металла в процессе контроля поковки для валков горячей прокатки

РЕКОМЕНДАТЕЛЬНЫЙ БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

Башнин Ю. А., Цурков В. Н., Коровина В. М. Термическая обработка крупногабаритных изделий и полуфабрикатов на металлургических заводах. М.: Металлургия, 1985. 220 с.

Гольдштейн М. И., Грачев С. В., Векслер Ю. Г. Специальные стали. М.: Металлургия, 1985. 408 с.

Глава X

ТЕХНОЛОГИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СОРТОВОГО ПРОКАТА ОБЩЕГО НАЗНАЧЕНИЯ

Сортамент сортового проката включает простые и фасонные профили общего и отраслевого назначения. К простым сортовым профилям относятся профили общего назначения, сечение которых имеет простую геометрическую форму (круг, шестигранник, квадрат, прямоугольник).

К фасонным профилям проката общего назначения относятся уголок, швеллер, двутавр, а к профилям отраслевого назначения — арматура, шахтная крепь и др.

Простые сортовые профили общего назначения, являющиеся наиболее массовым видом продукции, служат полуфабрикатом для изготовления изделий в машиностроении.

Сортовой прокат общего назначения производят диаметром или стороной квадрата от 5 до 250 мм в прутках длиной, как правило, в пределах от 1,5 до 6 м или в бунтах различной массы.

Сортовой прокат изготавливают из различных марок сталей: углеродистых качественных конструкционных (ГОСТ 1050—74), легированных конструкционных (ГОСТ 4543—71), углеродистых инструментальных (ГОСТ 1435—74), легированных инструментальных (ГОСТ 5950—73), быстрорежущих (ГОСТ 19265—73), коррозионностойких, жаростойких и жаропрочных (ГОСТ 5949—75).

Термическую обработку сортового проката проводят либо с целью снижения твердости для улучшения обрабатываемости резанием или давлением, либо подготовки структуры под окончательную термическую обработку. Характер термической обработки сортового металла определяется составом стали и назначением проката. Основными видами термической обработки сортового проката являются отжиг и высокий отпуск, которые приводят также к уменьшению напряжений, возникающих в металле в процессе прокатки.

Термическую обработку сортового проката на отечественных металлургических заводах проводят в печах периодического действия — (сачочных) и реже в печах непрерывного действия — роликовых, толкательных, с шагающим подом.

Для наиболее рационального проведения термической обработки сортовой прокат в зависимости от марки стали и назначения условно разделяют на группы, для каждой из которых устанавливают свой технологический режим. В каждую группу объединяют стали, имеющие близкие по значению критические точки, приблизительно одинаковый температурный интервал отжига, одинаковую склонность к окислению и обезуглероживанию, а также примерно одинаковую устойчивость переохлажденного аустенита. Однако

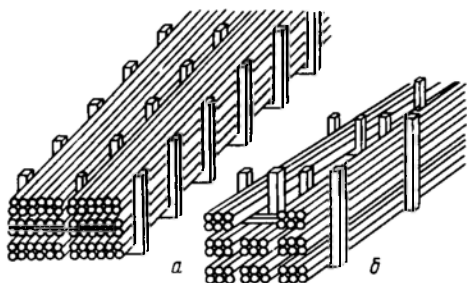


Рис. 69. Схема укладки пакетов: а — схема обычной укладки пакетов; б — схема П-образной укладки пакетов

ко на практике одновременное соблюдение отмеченных признаков невозможно без обеспечения максимальной загрузки печей с целью повышения их производительности.

Считается целесообразным группировать стали по их назначению: 1) углеродистые инструментальные У7, У8, У9; 2) углеродистые инструментальные У10, У11, У12, У13; 3) легированные инструментальные Х, ХВГ; 4) шарикоподшипниковые; 5) углеродистые конструкционные; 6) легированные конструкционные; 7) высоколегированные коррозионно- и жаростойкие.

Качество термической обработки, кроме соблюдения режимов, в большой мере зависит от условий загрузки металла в печи.

При обработке проката в печах периодического действия проводят предварительное формирование садки, для чего прокат собирают в пакеты с помощью специальных скоб — бугелей, изготовленных из чугуна или жароупорной стали.

Для обеспечения равномерности нагрева садки по всему объему используют специальные методы пакетировки металла.

С учетом длины рабочего пространства и длины обрабатываемых прутков садка может быть одинарной или двоянной. Двоянную садку формируют в том случае, когда по длине рабочего пространства помещаются встык два прутка.

Выбор количества скоб-бугелей при пакетировке осуществляют с учетом условия исключения прогиба прутков под действием собственной массы садки. При этом следует учитывать необходимость удобства загрузки и выгрузки садки. Укладку сортового проката в скобы-бугеля проводят рядами с разделением по высоте садки горизонтальными стальными прокладками толщиной не менее 40—50 мм, изготовленными из прутков круглого или квадратного профиля. На рис. 69, а и б представлены схемы укладки пакетов. Прокладки укладывают по длине пакета примерно через 0,5 м. Количество рядов прутков, укладываемых в каждый ярус, зависит от размеров профиля и марки стали. Профиль размером

более 100 мм укладывают в один ряд, размером 75—100 мм можно укладывать в один-два ряда, а профили размером до 50 мм — по высоте до пяти рядов.

На отдельных заводах укладку проката проводят в пакеты П-образной формы (рис. 69, б). При таком пакетировании по сравнению с обычной пакетировкой (рис. 69, а) масса садки на 3—5 т меньше. Однако продолжительность выдержки для выравнивания температуры металла в садке снижается на 3—4 ч и в результате производительность печи несколько повышается.

При формировании садки из сталей различных марок и профилей необходимо учитывать, что при нагреве температура нижних слоев металла в садке всегда будет ниже температуры верхних слоев, причем это отставание, независимо от конструкции печи, неизбежно. Поэтому в садке, формируемой из различных сталей, в верхних слоях размещают сталь с более высоким значением критических точек, а в нижние слои укладывают, например, стали, более склонные к обезуглероживанию. Следует также учитывать, что мелкие профили, нагрев которых происходит быстрее, следует укладывать в среднюю часть пакета ввиду затрудненности циркуляции печных газов в этой зоне.

Длительность процессов термической обработки сортового проката зависит от скорости нагрева, температуры процесса и скорости охлаждения, величины садки и конструкции используемого оборудования. В большинстве случаев скорость нагрева проката благодаря хорошей теплопроводности стали не ограничивают и устанавливают, исходя из тепловой мощности используемых печей. Для ускорения нагрева иногда температуру в печи в начальный период выдержки устанавливают на 20—40 °С выше требуемой. Такая температурная «ступенька» в течение 2—4 ч ускоряет прогрев большой массы холодного металла, благодаря более значительному градиенту температур между горячими печными газами и относительно холодным металлом, что позволяет несколько сократить длительность отжига. Длительность отжига может быть сокращена и за счет выбора предельно допустимых для сталей температур отжига, но при этом следует учитывать усиление процессов окисления и обезуглероживания.

Время выдержки, необходимое для полного прогрева садки и завершения фазовых или структурных превращений, устанавливают на основании производственного опыта различных металлургических заводов в зависимости от типа печи, свойств стали и массы садки.

Рекомендуемая продолжительность выдержки при отжиге сортового проката в камерных печах с внешней механизацией приведена в табл. 13.

Режимы охлаждения при термической обработке сортового проката устанавливают в зависимости от марки стали и предъявляемых требований (твердость, микроструктура). Охлаждение сортового проката после высокого отпуса проводят на воздухе. Скорость охлаждения при отжиге устанавливают из условий необходимости распада аустенита в области перлитного превращения. Замедленное охлаждение проката при отжиге проводят со скоростью 20—40 °С/ч до 600—550 °С, а дальнейшее охлаждение осуществляют на воздухе.

Т а б л и ц а 13. Нормы выдержки при отжиге сортового проката в камерных печах с внешней механизацией

Группа сталей	Нормы выдержки, ч/т, при массе садки, т			
	10—15	15—20	20—25	25—30
Инструментальные легированные, быстрорежущие	0,6—0,65	0,55—0,6	0,5—0,55	0,45—0,5
Инструментальные углеродистые	0,7—0,75	0,65—0,7	0,6—0,65	0,55—0,6
Шарикоподшипниковые	0,95—1,05	0,85—0,95	0,75—0,85	0,65—0,75

1. Термическая обработка сортового проката из углеродистых инструментальных сталей

После прокатки углеродистые инструментальные стали имеют структуру пластинчатого перлита различной степени дисперсности в зависимости от диаметра профиля, а, следовательно, и различную твердость. Пластинчатая форма перлита обусловлена тем, что прокатку проводят при температурах выше A_{c2} и при последующем охлаждении всегда происходит образование пластинчатого перлита. Сталь с такой структурой имеет повышенную твердость и плохо обрабатывается резанием.

Структура и твердость углеродистых сталей после охлаждения на воздухе с температуры конца прокатки приведены в табл. 14.

Т а б л и ц а 14. Структура и твердость проката из сталей после охлаждения на воздухе с температуры конца прокатки

Марка стали	Структура после охлаждения на воздухе	Твердость НВ
У7А	Пластинчатый перлит и феррит	285—229
У8А	Пластинчатый перлит	302—241
У9А	Пластинчатый перлит и цементит	321—255
У10А	То же	321—255
У12А	„	341—269
У13А	„	341—269

Снижение твердости и улучшение обрабатываемости резанием этих сталей достигается за счет получения структуры зернистого перлита. Зернистый перлит, кроме того, является оптимальной исходной структурой для последующей закалки, так как карбиды зернистой формы при нагреве медленнее переходят в твердый раствор, уменьшают склонность к росту зерна аустенита и обеспечивают оптимальное сочетание свойств прочности и вязкости за счет равномерного их распределения в мартенсите.

Для получения структуры зернистого перлита в углеродистых сталях температура нагрева при отжиге должна лишь незначительно превышать A_{c1} . В этом случае в образующемся неомогенном аустените остаются частицы цементита, являющиеся центрами кристаллизации, и легче происходит образование новых центров.

Оптимальная температура отжига инструментальных углеродистых сталей для получения структуры зернистого перлита $A_{c1} + (10—20^\circ\text{C})$. Нагрев выше этого интервала приводит к получению более гомогенного аустенита, и при дальнейшем формировании структуры наряду с зернистым перлитом образуется и пластинчатый перлит.

При пониженных температурах отжига сохраняется большое количество нерастворенных частичек цементита, обуславливающих образование мелкодисперсной структуры. В случае же соче-

тания с повышенной скоростью охлаждения это приводит к образованию точечного перлита, имеющего повышенную твердость.

Скорость охлаждения при отжиге должна обеспечить полноту распада переохлажденного аустенита в верхнем температурном интервале 700—600 °С. Охлаждение со скоростью 20—50 °С/ч до 600 °С при отжиге углеродистых инструментальных сталей способствует завершению распада переохлажденного аустенита в верхней области перлитного превращения и коагуляции цементита.

Стали У7А, У8А, У9А имеют узкий температурный интервал отжига $A_{c1} + (10—15\text{ °С})$, поскольку их состав близок к эвтектоидному. Отжиг этих сталей наиболее затруднителен, так как при отжиге большими садками практически невозможен равномерный нагрев всего объема в столь узком интервале.

Отжиг этих сталей проводят совместно при температуре нагрева 745 °С.

Для сокращения длительности отжига профили размером 40—60 мм вначале нагревают до 760 °С и выдерживают в течение 2 ч.

Стали У10А—У13А имеют больший температурный интервал отжига и, следовательно, отжиг на зернистый перлит осуществляется легче. На результаты отжига влияет исходная структура стали. Заэвтектоидные углеродистые стали после прокатки с окончанием при 900—950 °С и обычного охлаждения на воздухе имеют структуру пластинчатого перлита и сетки цементита по границам зерен. Цементитная сетка последующим отжигом не устраняется. Наличие сплошной грубой сетки недопустимо.

Наиболее эффективным методом снижения неоднородности в распределении цементита в инструментальных сталях является разрушение сетки прокаткой при 800—750 °С. Дальнейшее снижение температуры конца прокатки ограничено энергетическими возможностями прокатных станов, а также пластичностью металла.

С целью предотвращения образования цементитной сетки применяют ускоренное (водой или водо-воздушной смесью) охлаждение раската в интервале 950—700 °С по выходе из последней клетки стана.

Заэвтектоидные инструментальные стали перед отжигом подвергают контролю на цементитную сетку, для чего на двух образцах от каждой плавки проверяют микроструктуру. В случае несоответствия структуры требованиям стандарта перед отжигом плавку подвергают нормализации — нагреву выше A_{cm} (до 850 °С) с выдержкой, обеспечивающей прогрев всей садки, а затем после выгрузки из печи — ускоренному охлаждению мощным потоком воздуха от вентиляторов. Следует учитывать, что нормализация стали приводит к дополнительному обезуглероживанию.

Заэвтектоидные углеродистые стали с учетом склонности их к обезуглероживанию подвергают отжигу при 770—780 °С. Для ускорения нагрева в первые два часа выдержки температуру поднимают до 790—860 °С. Отжиг инструментальных сталей не вызывает существенного обезуглероживания. Однако оно может ока-

заться значительным из-за нагрева заготовок до высоких температур под прокатку. Глубина обезуглероженного слоя лимитируется размерами профиля и группой отделки поверхности. В случае несоответствия глубины обезуглероженного слоя допустимому пределу металл подвергают специальному отжигу в окислительной атмосфере, называемому на производстве «исправительным». При таком отжиге происходит интенсивное окисление поверхностного обезуглероженного слоя и превращение его в удаляемую впоследствии окалину.

Твердость углеродистых и инструментальных сталей после отжига должна соответствовать следующим значениям (не более)

Сталь	У7А	У8А	У9А	У10А	У12А	У13А
Твердость НВ . . .	187	187	192	192	207	217

Допустимая глубина (h) обезуглероживания сортового проката углеродистых инструментальных сталей следующая:

Размер профиля, мм . .	6—10	11—16	17—25	26—40	41—60
h , мм	0,30	0,40	0,50	0,60	0,75

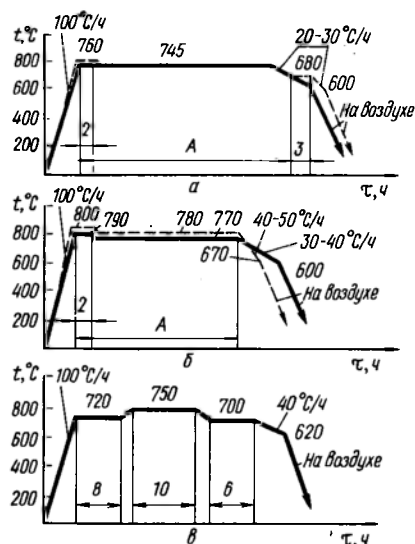


Рис. 70. Режимы отжига сортового проката углеродистых инструментальных сталей:

а — У7, У8, У9; б — У10, У11, У12, У13; в — «исправительный» отжиг сталей У7, У8, У9, У10, У11, У12, У13 (масса садки 30 т); сплошная линия — профили диаметром до 40 мм; штриховая — диаметром более 40 мм

Режимы отжига сортового проката углеродистых инструментальных сталей приведены на рис. 70. Продолжительность выдержки А определяют по данным табл. 13.

2. Термическая обработка сортового проката из легированных инструментальных сталей

Легированные инструментальные стали после обычного охлаждения с температуры конца прокатки имеют структуру мартенсита, троостита и сорбита, что исключает или затрудняет механическую обработку резанием.

Данные о структуре и твердости легированных инструментальных сталей после охлаждения на воздухе с температуры конца прокатки и отжига приведены в табл. 15.

Микроструктура сортового проката легированных сталей должна соответствовать требованиям ГОСТ 5950—73, согласно которым в заэвтектоидных сталях недо-

Т а б л и ц а 15. Структура и твердость легированных инструментальных сталей после охлаждения на воздухе с температуры конца прокатки

Марка стали	Структура после охлаждения на воздухе	Твердость НВ	Марка стали	Структура после охлаждения на воздухе	Твердость НВ
X12	Аустенит, мартенсит, карбиды	653—477	6XC	Сорбит и феррит	363—285
X12M	Аустенит, мартенсит, карбиды	653—477	6XB2C	Троостит	415—321
9X1	Троостит и карбиды	415—321	XB5	Мартенсит, троостит, карбиды	477—363
9XC	Троостит и карбиды	415—321	XBГ	Мартенсит, троостит, карбиды	555—415
X	Троостит и карбиды	415—321	9XBГ	Мартенсит, троостит, карбиды	555—415
7X3	Троостит и мартенсит	477—363	5XHM	Троостит, мартенсит, феррит	444—341
8X3	Троостит и мартенсит	477—363	5XГM	Троостит, мартенсит, феррит	444—341
4XC	Сорбит и феррит	321—255	5XHT	Троостит и феррит	415—321

пустимо наличие карбидной сетки и оговорены нормы обезуглероживания.

Твердость легированных инструментальных сталей должна соответствовать значениям, приведенным в табл. 16.

Отжиг сортового проката легированных инструментальных сталей, преследуя ту же цель, что и отжиг углеродистых инструментальных сталей, имеет некоторые особенности.

Содержащиеся в сталях карбидообразующие легирующие элементы (хром, вольфрам, молибден и др.) замедляют процесс $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения и повышают критические точки при нагреве. С учетом этого отжиг этих сталей проводят при более высокой температуре, чем инструментальных углеродистых. Кроме того, легирующие элементы, замедляя скорость распада аустенита в области перлитного превращения, способствуют его распаду при более низких температурах и образованию более дисперсной структуры. В ре-

Т а б л и ц а 16. Твердость легированных инструментальных сталей после отжига

Марка стали	Твердость НВ	Марка стали	Твердость НВ	Марка стали	Твердость НВ
X12	269—217	8X3	255—207	XBГ	255—207
X12M	255—207	4XC	207—170	9XBГ	241—197
9X1	217—179	6XC	229—187	5XHM	241—197
9XC	241—197	6XB2C	285—229	5XГM	241—197
X	229—187	XB5	285—229	5XHT	241—197
7X3	229—187				

зультате твердость легированных сталей после отжига обычно выше, чем твердость инструментальных углеродистых сталей.

Благодаря наличию в инструментальных легированных сталях труднорастворимых карбидов, для получения зернистого перлита

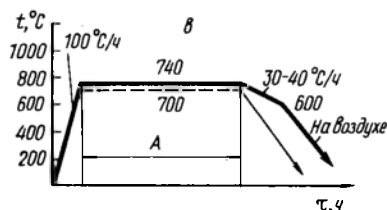
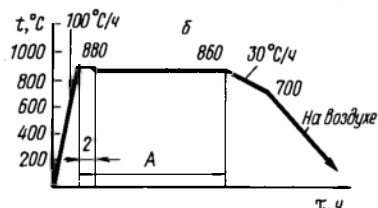
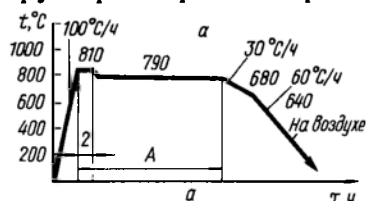


Рис. 71. Режимы отжига (а, б) и отпуска (в) сортового проката легированных сталей:

а — 13Х, ХВГ, 9ХФ; б — Х12, Х12М, Х12Ф, Р6М5, Р9, Р18; в — 7Х3, 8Х3, 4ХВ2С, 6ХВ2С, — сплошная линия; для сталей 5ХНМ, 5ХНВ, 5ХНТ, 5ХГМ — пунктирная линия (масса садки до 30 т). Продолжительность выдержки А определяется по нормам, приведенным в табл. 13

их можно подвергать отжигу в широком интервале температур.

Для проведения отжига сортовой прокат из легированных инструментальных сталей, имеющих близкие значения критических точек, объединяют в одну группу.

В тех случаях, когда целью термической обработки является снижение твердости для улучшения обрабатываемости резанием, смягчение стали осуществляют путем отпуска при высокой температуре, близкой к A_{c1} . В процессе высокого отпуска закаленных структур выделение и коагуляция карбидов происходит достаточно интенсивно.

Режимы термической обработки сортового проката легированных инструментальных сталей приведены на рис. 71, а—в.

3. Термическая обработка проката из шарикоподшипниковой стали

К шарикоподшипниковым сталям марок ШХ4, ШХ15, ШХ15СГ и ШХ20СГ, поставляемым по ГОСТ 801—78, предъявляются особо высокие требования относи-

тельно чистоты по неметаллическим включениям, пористости, карбидной неоднородности, глубине обезуглероживания.

Наличие дефектов металлургического производства приводит к значительному снижению эксплуатационной стойкости подшипников, поскольку большинство дефектов является концентраторами напряжений и очагами зарождения трещин под действием знакопеременных нагрузок. Одним из основных показателей качества шарикоподшипниковой стали в состоянии поставки является карбидная неоднородность. Существует три вида карбидной неоднородности: карбидная ликвация, карбидная полосчатость (строчечность) и карбидная сетка.

Сортовой прокат шарикоподшипниковых сталей, поставляемый в отожженном состоянии в прутках сечением до 60 мм, должен

иметь структуру равномерного мелкозернистого перлита. Твердость отожженных сталей марок ШХ4 и ШХ15 должна составлять НВ 179—207, а для сталей ШХ15СГ, ШХ20СГ — НВ 179—217.

В тех случаях, когда карбидная сетка оказывается выше требуемого балла, проводят повторный отжиг или, как его еще называют в производстве, «переотжиг» при 760—780 °С. Повторный отжиг способствует коагуляции карбидов и снижению неоднородности по карбидной сетке. Для полного превращения переохлажденного аустенита подшипниковые стали охлаждаются в интервале 820—600 °С со скоростью 20—30 °С/ч. Иногда вместо замедленного охлаждения прокат быстро охлаждают до 680—660 °С за

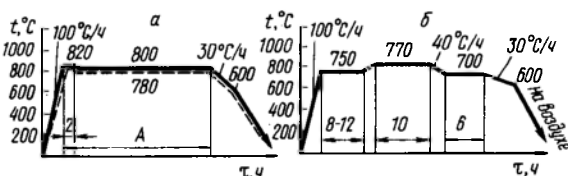


Рис. 72. Режимы отжига сортового проката шарикоподшипниковых сталей:

а — обычный отжиг (сплошная линия — профили диаметром до 40 мм; штриховая — диаметром более 40 мм); б — «исправительный» отжиг

счет переноса из одной печи в другую, выдерживают при этой температуре в течение 3—4 ч для завершения распада аустенита. Такой вариант несколько снижает балл по карбидной сетке. Охлаждение ниже 600—650 °С проводят на воздухе.

Если плавки после отжига имеют карбидную сетку, превышающую допустимую норму на 0,5 балла, их подвергают нормализации с 850—880 °С. Однако следует при этом учитывать, что нормализация вызывает обезуглероживание стали, которое не должно превышать требуемых норм (табл. 17).

Обезуглероженный слой в этих сталях, так же как и в углеродистых инструментальных сталях, устраняют путем «исправительного» отжига в окислительной атмосфере, причем он может быть проведен либо после прокатки, либо после нормализации или обычного отжига.

Режимы отжига сортового проката шарикоподшипниковых сталей представлены на рис. 72, а, б.

Для исправления брака из-за обезуглероживания подшипниковые стали подвергают так называемому реставрационному отжигу в колпаковых печах с контролируемой атмосферой. Для получения науглероживаю-

Т а б л и ц а 17. Допустимая глубина обезуглероживания в горячекатаной шарикоподшипниковой стали (ГОСТ 801—78)

Размер профиля, мм	Обезуглероженный слой, мм	Размер профиля, мм	Обезуглероженный слой, мм
5—15	0,25	51—70	0,60
16—30	0,40	71—100	0,85
31—50	0,50	101—150	1,10

щей атмосферы к защитному экзогазу ПСО-09 добавляют природный в соотношении 1 : 8—13 по объему; науглероживающая способность этой среды зависит от содержания водяных паров в контролируемой атмосфере, определяемого точкой росы. Науглероживающая способность среды оптимальна при влажности, не превышающей —40 °С по точке росы. Для проведения реставрационного отжига прокат шарикоподшипниковой стали загружают на стенд колпаковой печи, и после установки муфеля производят холодную продувку защитным газом в течение 3—4 ч, накрывают колпаком и нагревают до 650 °С, после чего вновь включают подачу защитного газа для горячей продувки печного пространства вплоть до температуры отжига. Подачу газа прекращают при охлаждении садки до 650 °С.

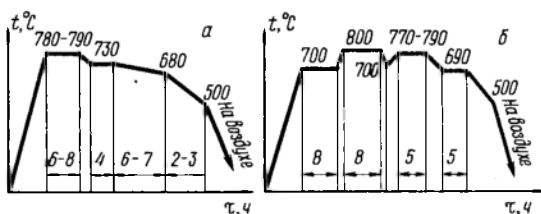


Рис. 73. Режимы реставрационного отжига сортового проката шарикоподшипниковой стали в колпаковой печи

Реставрационный отжиг стали ШХ15 позволяет снизить исходный обезуглерожженный слой в среднем на 45 %.

На рис. 73 приведены режимы реставрационного отжига стали ШХ15 для обеспечения содержания углерода в поверхностном слое прутков 0,93—1,45 % (рис. 69, а) и 0,99—1,0 % (рис. 69, б).

4. Термическая обработка проката из конструкционной стали

Конструкционные стали составляют наиболее обширную по маркам группу сталей, поставляемую предприятиям машиностроения.

Конструкционные стали в зависимости от требований потребителя могут поставляться как в термически обработанном состоянии (отожженном, высокоотпущенном, нормализованном), так и без термической обработки.

Для конструкционных сталей согласно требований ГОСТов могут быть регламентированы следующие параметры: механические свойства, глубина обезуглероживания, величина зерна, микроструктура, прокаливаемость.

Как правило, все конструкционные стали относятся к сталям доэвтектоидным.

Различие в химическом составе изменяет значение критических точек и устойчивость переохлажденного аустенита, что, в свою очередь, значительно изменяет условия проведения терми-

ческой обработки сортового проката из конструкционных сталей. После прокатки и охлаждения на воздухе характерная структура углеродистых конструкционных сталей представляет собой пластинчатый перлит и феррит, а легированных, в зависимости от химического состава, — перлит, феррит, сорбит, троостит, мартенсит и аустенит.

Различие в структуре определяет получение различной твердости: с учетом размеров профиля сортового проката разница наблюдается в пределах одной и той же марки стали, твердость некоторых сталей после прокатки может быть столь значительной, что они практически не могут обрабатываться резанием.

Основной целью термической обработки сортового проката конструкционных сталей является снижение твердости до норм, предусмотренных стандартом.

На металлургических заводах с этой целью сортовой прокат конструкционных сталей подвергают отжигу или высокому отпуску. В случае необходимости получения требуемых стандартом механических свойств прокат подвергают нормализации или нормализации с последующим высоким отпуском. Высокий отпуск сортового проката из конструкционных сталей, даже если он вызывает необходимость увеличения длительности выдержки, является по сравнению с отжигом экономически более выгодным. Высокий отпуск, проводимый в садочных печах, позволяет получить более однородную твердость и структуру металла в садке, сформированной из проката, различного по размеру профиля и различных марок сталей. Кроме того, более низкий нагрев при отпуске исключает обезуглероживание и уменьшает повторное окисление стали. В связи с этим отжиг следует применять в случае необходимости устранения неоднородности микроструктуры стали после горячей прокатки.

Термическая обработка сортового проката из углеродистых и легированных конструкционных сталей

Прокат из конструкционных углеродистых сталей, содержащих до 0,3 % С, после охлаждения на воздухе с температуры окончания прокатки имеет невысокую твердость и поэтому не подвергается смягчающей термической обработке для улучшения обрабатываемости резанием.

Твердость сортового проката из углеродистых сталей поставляемого в термически обработанном состоянии, должна соответствовать значениям, приведенным соответственно в табл. 18.

Твердость сортового проката из легированных конструкционных сталей после термической обработки следующая:

Марка стали	Твердость НВ, не более
15Х, 20Х, 15ХМ, 20ХМ	179
35Х, 20ХГР, 20ХН, 15НМ	197
38ХА, 40Г, 50ХН, 12ХН2, 20ХГСА	207

40X, 40Г2, 18ХГТ, 40ХГТР, 30ХГСА, 20ХНМ, 38ХМЮА . . .	229
35ХМ, 40ХФА, 30ХН3А, 30ХНМА, 30ХГСА	241
40ХС, 20ХН3А, 30ХГСНА, 40Х2Н2МА	255
15ХГНТА, 14Х2Н3МА, 18Х2Н4МА, 18Х2Н4ВА, 25Х2Н4МА, 25Х2Н4ВА, 45ХН2МФА	269

Требуемая твердость сортового проката из углеродистых и легированных конструкционных сталей, обрабатываемого в садочных печах, может быть обеспечена высоким отпускном при подкритических температурах 660—700 °С с выдержкой из расчета 0,45—0,75 ч на 1 т садки.

Т а б л и ц а 18. Твердость сортового проката из углеродистых конструкционных сталей после термической обработки

Марка стали	Твердость НВ, не более	Марка стали	Твердость НВ, не более
40	187	55	217
45	197	58 *	227
50	207	60	229

*55ГП.

Микроструктура сталей перлитного класса после высокого отпуска — феррит и смесь зернистого и пластинчатого перлита, а сталей мартенситного и бейнитного классов — сорбит.

На ряде заводов с целью снижения продолжительности смягчающей термической обработки проката из легированных конструкционных сталей применяют неполный

или изотермический отжиг. При использовании садочных печей неполный отжиг проката производят по следующему режиму: нагрев до 750—770 °С с выдержкой после прогрева 1 ч, охлаждение со скоростью 30—60 °С/ч до 600 °С и далее на воздухе.

Изотермический отжиг проката проводят в проходных печах по следующему режиму: нагрев выше $A_{с3}$ с выдержкой при 660—680 °С в течение 4—6 ч.

Нормализацию сортового проката из конструкционных сталей, проводимую, как уже указывалось, для получения требуемых стандартом механических свойств, осуществляют на индукционных установках по следующим режимам:

Марка стали	Температура нагрева, °С
30X, 35X, 30ХГТ, 30ХМА, 12ХН3А, 18ХГТ	900—910
20, 35, 20X, 20ХГНР	910—920
10, 15, 40, 45, 40X, 25ХГСА, 38ХА	880—900
40ХНМА, 40ХС, 20ХН3А, 20Х2Н4А *	870—890
50, 55, 40ХН, 15X, 35Г2—50Г2, 30ХН3А *, 30ХГСА	860—880

* После нормализации проводят высокий отпуск.

Термическая обработка проката из рессорно-пружинных сталей

Твердость рессорно-пружинных сталей, имеющих после горячей прокатки феррито-перлитную структуру, достигает НВ 285—321,

что превышает требуемые по ГОСТ 14959—79 значения твердости:

Марка стали	Твердость, НВ, не более
65, 70	229
65Г, 70Г, 55С2А	241
80, 85, 60С2А, 70С3А, 50ХГ, 50ХФА, 50ХГР	269
50ХГФА, 60С2ХА, 60С2ХФА, 65С2В2	285

Для получения требуемой твердости сортовой прокат из этих сталей подвергают неполному отжигу или высокому отпуску.

В связи с тем, что рессорно-пружинные стали склонны к обезуглероживанию и графитизации, предпочтительно подвергать их высокому отпуску при 700—720 °С. При использовании для этого проходных печей продолжительность выдержки составляет 4—5 ч, а при использовании камерных печей общая продолжительность отпуска значительно увеличивается.

При проведении неполного отжига в проходных печах отжиг производят по режиму: нагрев до 740—760 °С с выдержкой после прогрева в течение 1 ч, охлаждение с печью до 600—650 °С и далее на воздухе.

Кроме твердости, в рессорно-пружинной стали регламентируется и глубина обезуглероженного слоя.

5. Термическая обработка проката из конструкционной стали для холодного выдавливания и высадки

В последние годы в связи с интенсивным развитием автомобилестроения и других отраслей машиностроения появилась тенденция к созданию наиболее эффективных методов формообразования взамен традиционных. Так, механическая обработка резанием заменяется холодным выдавливанием, высадкой, чистовой вырубкой, что позволяет применять малооперационные, малоотходные и безотходные технологические процессы.

Применение вышеуказанных методов изготовления деталей диктует определенные требования к используемому прокату. Основным требованием, предъявляемым в этих случаях к сортовому прокату из конструкционных сталей, является высокая технологическая пластичность сталей.

Технологическая пластичность, которая характеризует способность стали к холодной деформации без разрушения, оценивается с помощью испытания на холодную осадку образца до 1/2, 1/3 или 1/4 от исходной высоты. Прокат из конструкционных сталей, имеющий после обычной смягчающей термической обработки ферритно-перлитную структуру, в которой перлит имеет в основном пластинчатую форму, не всегда удовлетворяет предъявляемым требованиям.

Для получения требуемых свойств сталь должна иметь структуру зернистого перлита со сфероидизированными карбидными частицами, обеспечивающую изотропность, меньшее упрочнение при деформации стали и ее лучшую штампуемость. Получение стали с необходимой структурой может быть обеспечено применением неполного сфероидизирующего отжига, осуществляемого путем нагрева в интервале A_{c1} — A_{c2} и замедленного охлаждения или быстрого охлаждения с выдержкой несколько ниже A_{c1} (изотермический отжиг в проходных печах).

Кроме того, для тех же целей возможно применение высокого отпуска. Режимы сфероидизирующего отжига проката из некоторых конструкционных сталей для холодного выдавливания и получаемая твердость приведены в табл. 19.

Т а б л и ц а 19. Режимы сфероидизирующего отжига проката из конструкционных сталей для холодного выдавливания

Марка стали	Температура нагрева, °С	Изотермический отжиг	Отжиг с замедленным охлаждением	Твердость после отжига НВ, не более
20Х	800	680 °С, 10 ч	На воздухе	163
35Х	750	680 °С, 10 ч	То же	170
45Х	760	670 °С, 10 ч	»	179
15ХФ	810	730 °С, 7 ч		163
40Г2 *1	750	680 °С, 7 ч	20 °С/ч, до 670 °С *2	217
30ХМА	770	680 °С, 7—10 ч	На воздухе	217
30ХГСА *1	780—800	710 °С, 5 ч	20 °С/ч до 700 °С *2	217

*1 Прокат из стали 40Г2 и 30ХГСА подвергают изотермическому отжигу, либо отжигу с замедленным охлаждением.

*2 Последующее охлаждение на воздухе.

Необходимо отметить, что режимы термической обработки при этом являются весьма длительными в связи с требованиями снижения твердости.

Уменьшение длительности процесса термической обработки возможно при применении предварительной прерванной закалки проката с последующим сфероидизирующим отжигом, предложенной в работах И. Е. Долженкова.

Эффект сокращения продолжительности процесса в этом случае достигается за счет получения при прерванной закалке ферритно-карбидной структуры, преобладающая часть карбидов которой имеет зернистое строение, что способствует появлению «интервала отжигаемости» у доэвтектоидных конструкционных сталей.

Сфероидизацию подката можно ускорить за счет холодной пластической деформации, проводимой перед отжигом. Такой технологический процесс осуществлен на металлургическом заводе имени М. В. Фрунзе (г. Константиновка) при производстве калиброванного подката. Для этого горячекатаный подкат из среднеуглеродистых сталей 40, 45, 50 и легированных сталей 38ХА, 40Х, 23Г2А, 15ХГНМ, 38ХГНМ предварительно отжигают в окислительной атмосфере, а после подготовки поверхности к волочению и волочения (калибровки) отжигают в защитной атмосфере.

Предварительный отжиг снижает сопротивление металла холодной деформации и обеспечивает подготовку структуры для окончательной термической обработки (улучшения) изделий, изготавливаемых из калиброванного подката, а окончательный отжиг снимает наклеп, вызываемый калибровкой.

6. Технология термической обработки калиброванной стали

Использование калиброванной стали в машиностроительных отраслях промышленности позволяет снизить расход металла на 10—30 %. Исходной заготовкой для производства калиброванной стали служит подкат из различных сталей.

Процесс производства калиброванной стали состоит из следующих операций: термическая обработка подката, правка, острение концов, травление и подготовка поверхности к волочению, волочение, термическая обработка (в случае поставки в термически обработанном состоянии), отделка.

Качество калиброванной стали в значительной мере определяется качеством подката. Это обусловлено тем, что ввиду высоких требований, предъявляемых к поверхности калиброванной стали, глубина отдельных дефектов на подкате не должна превышать величины допуска на калибровку, т. е. 0,1—0,2 мм. Наличие на поверхности подката дефектов прокатного производства (сборки, риски, волосовины, черновины) приводит к появлению брака калиброванного металла.

При изготовлении калиброванной стали широко применяют различные марки конструкционных, инструментальных, коррозионностойких и других сталей.

Для деформации подката в холодном состоянии волочением с минимальными усилиями при высоком качестве продукции сталь должна обладать высокой пластичностью.

Установлено, что металл хорошо протягивается в том случае, когда его твердость после прокатки не превышает 207—230 НВ.

Такую твердость после прокатки имеют конструкционные углеродистые и легированные стали марок 08, 20, 40, 15Х, 20Х, 15Г и др. и, следовательно, подкат из этих сталей можно протягивать без предварительной термической обработки.

Подкат из остальных конструкционных и инструментальных сталей для смягчения перед калибровкой необходимо подвергать либо высокому отпуску, либо отжигу, а подкат из аустенитных коррозионностойких сталей — закалке для придания необходимой пластичности.

Следует отметить, что твердость неоднозначно характеризует способность стали к волочению, весьма важно также структурное состояние стали. В частности, для среднеуглеродистых сталей перлитного класса наилучшей деформируемостью обладают стали со структурой, полученной при патентировании или при сорбитизации.

Подкат не только должен обладать необходимой пластичностью перед его последующей калибровкой, но и иметь чистую, свободную от окалина и ржавчины поверхность. Наиболее распространенным методом получения чистой поверхности металла является травление. Травление подката осуществляют непосредственно после прокатки в том случае, когда перед протяжкой он не подвергается специальной термической обработке, или же когда эту обработку проводят в защитной атмосфере. В остальных случаях травление осуществляют после соответствующей термической обработки.

Основным видом термической обработки калиброванной стали является отжиг, служащий как для снижения твердости подката, так и для снятия наклепа после холодной протяжки (волочения).

Отжиг подката в условиях массового производства следует осуществлять в защитной атмосфере, что позволяет получить подкат с чистой поверхностью и исключить обезуглероживание.

С этой целью для отжига наиболее целесообразно использовать колпаковые муфельные печи или проходные роликовые печи непрерывного действия.

Технология отжига подката

Подкат, как и сортовой прокат, предварительно группируют по маркам стали, обрабатываемым по одинаковым режимам.

В случае отжига подката в колпаковой муфельной печи с садкой до 15 т формирование садки проводят на стенде печи аналогично формированию ее для отжига сортового проката. После установки муфеля и подачи в подмуфельное пространство защитной атмосферы устанавливают нагревательный колпак и осуществляют отжиг по требуемому для данной стали режиму.

Наличие муфеля в колпаковых печах с защитной атмосферой вызывает перепад температур между нагревательным колпаком и садкой, причем в зависимости от конструкции печи и режима работы перепад может достигать 40—60 °С. Ввиду значительного перепада особое значение имеет контроль температуры. Контроль температуры осуществляют не по стационарным термопарам, установленным в колпаке, а по технологическим термопарам, устанавливаемым под муфелем в различных местах садки. По этим термо-

парам определяют продолжительность нагрева до заданной температуры и начало выдержки.

На практике, ввиду трудоемкости установки технологических термопар обычно при уже отработанном стабильном технологическом процессе отжига, под муфелем в различных местах по периметру стенда устанавливают стационарные термопары в жестких чехлах, а в центр садки помещают одну гибкую технологическую термопару.

При контроле температуры с помощью технологических термопар длительность нагрева до заданной температуры по сравнению с контролем по стационарным термопарам будет больше, а длительность выдержки меньше.

При отжиге в проходных печах с роликовым подом или печах с шагающими балками, используемых значительно реже, подкат последовательно от участка загрузки проходит через печь, имеющую самостоятельные зоны регулирования температурного и газового режимов и участки регулируемого охлаждения до участка разгрузки.

В зависимости от диаметра прутков их укладка на под печи осуществляется слоями различной толщины.

Металл нагревается радиационными трубами в контролируемой атмосфере.

Отжиг подката углеродистых и легированных сталей проводят по режимам, аналогичным тем, которые применяют для отжига сортового проката. При этом, следует учитывать, что кроме улучшения пластичности, отжиг иногда преследует цель получения определенной структуры — зернистого перлита. Такой вид отжига, получившего название «структурный», применяют для подката из высокоуглеродистых инструментальных и конструкционных сталей, а также для подката сталей для холодного выдавливания и высадки.

Как уже отмечалось, для ряда сталей установлены нормы по глубине обезуглероженного слоя. В том случае, когда при контроле выявляется наличие обезуглероживания, подкат следует отжигать в контролируемой атмосфере с заданным углеродным потенциалом. В этом случае удастся уменьшить глубину обезуглероживания. В случае использования для такого отжига колпаковых муфельных печей практически трудно осуществить равномерное науглероживание всей садки из-за трудности осуществления равномерной циркуляции газа в подмуфельном пространстве. В результате на прутках наблюдаются участки с пониженной и повышенной концентрацией углерода и неравномерное его восстановление до требуемого содержания по глубине обедненной зоны. Использование проходных печей с контролируемой атмосферой позволяет качественно осуществить науглероживающий или, как его еще называют, «реставрационный отжиг».

Графики режимов отжига подката различных сталей в колпаковых печах с защитной атмосферой при массе садки до 15 т приведены на рис. 74.

Различия в режимах отжига сортового проката и подката быстрорежущих сталей связаны с тем, что отжиг быстрорежущих сталей по обычному режиму (нагрев выше A_{c1} , выдержка, замедленное охлаждение ниже A_{r1} и последующее охлаждение с произвольной скоростью) не обеспечивает высокой пластичности, необходимой для холодной протяжки. Сталь даже при небольших степенях обжатия (9—13 %) протягивается с большим трудом и дает большое количество обрывов.

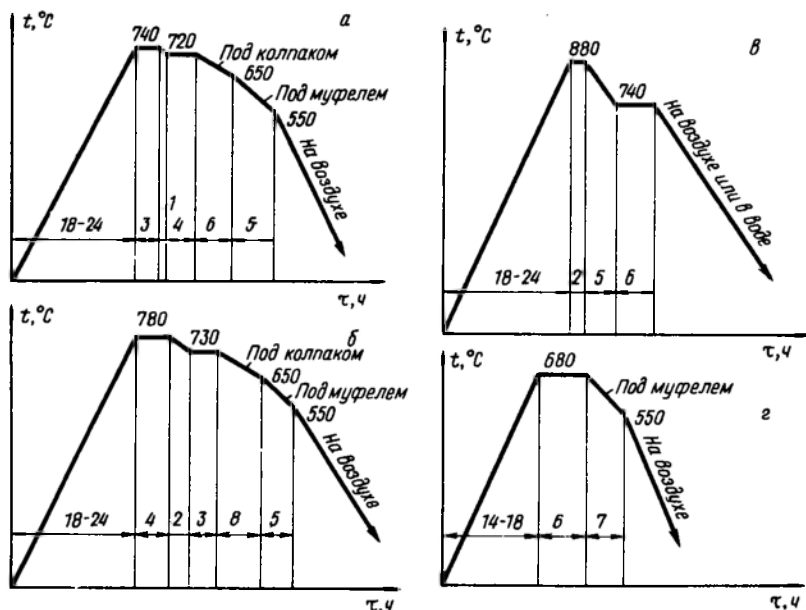


Рис. 74. Режимы отжига подката:

а — инструментальные стали У7А, У8А; б — шарикоподшипниковые стали ШХ4, ШХ13, инструментальные углеродистые У10А+У13А, инструментальные легированные ХВГ, ХВ5, 9ХС; в — конструкционные легированные стали 20ХН3А, 20Х2Н4А, 18Х2Н4ВА, 40ХНВА; г — быстрорежущие стали Р6М5, Р9, Р18 (масса садки до 15 т)

Отжиг подката по специальному режиму повышает технологическую пластичность стали благодаря коагуляции карбидов при изотермической выдержке при температуре, близкой к A_{r1} и подавлению процесса выделения специальных карбидов в интервале 500—600 °С вследствие последующего быстрого охлаждения.

Рекристаллизационный отжиг калиброванной стали

Подкат после завершения подготовительных операций поступает на калибровку, осуществляемую волочением.

Волочение, являющееся одним из методов холодной пластической деформации металла, приводит к упрочнению — наклепу или нагартровке, в результате чего повышаются твердость и прочность, а пластичность уменьшается.

В случае поставки калиброванной стали в термически обработанном, а не нагартованном состоянии, для снятия наклепа и восстановления исходной твердости и пластичности, а также устранения внутренних напряжений калиброванную сталь подвергают рекристаллизационному отжигу, который одновременно должен обеспечить сохранение чистой и светлой поверхности холоднодеформированной стали.

Температура рекристаллизации в основном зависит от химического состава и степени предшествующей холодной деформации стали. Чем больше степень деформации, тем более неустойчива структура и тем при более низкой температуре начинается рекристаллизация.

Технология рекристаллизационного отжига калиброванной стали

Рекристаллизационный отжиг стальных прутков осуществляют различными способами в зависимости от имеющегося на заводах

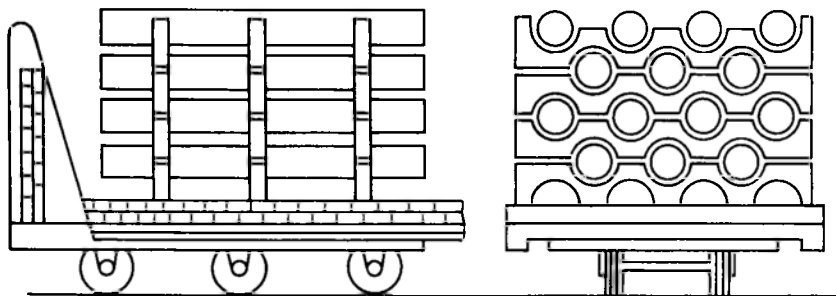


Рис. 75. Схема укладки труб с металлом на под печи

оборудования для термической обработки. На заводах, оснащенных камерными печами, принята следующая технология отжига.

Для получения светлой поверхности калиброванные прутки после правки набивают в трубы диаметром 300—500 мм и длиной около 6 м, в которые для предохранения металла от окисления и обезуглероживания вместе с металлом засыпают свежую чугунную стружку и древесный уголь из расчета 3—4 кг на 1 т стали. После набивки открытый конец трубы закрывают пробкой из огнеупорного кирпича и обмазывают огнеупорной глиной.

Схема формирования труб с металлом и их укладки на выкатной под печи приведена на рис. 75.

После установки пода в печь с заданной температурой для создания герметичности между подом и стенками печи используют песочные затворы.

Основными недостатками отжига в трубах являются: 1) повышенный расход топлива ввиду ухудшения условий теплопередачи; 2) повышенный расход труб, достигающий около 1 % от количества отожженного металла; 3) трудоемкость в формировании садки.

Более экономичным является отжиг открытыми садками без использования специальных защитных средств. При таком отжиге происходит окисление металла, приводящее к потерям металла до 0,5 % и уменьшению диаметра прутков. В связи с этим при волочении необходимо предусмотреть припуск на окисление. Размер припуска устанавливают в зависимости от температуры отжига.

Для удаления образующейся при отжиге окалины приходится проводить повторное травление.

Рекристаллизационный отжиг калиброванной стали в колпаковых и проходных роликовых печах исключает перечисленные выше недостатки отжига в трубах и открытого отжига.

Температуру рекристаллизационного отжига калиброванной стали в печах различной конструкции устанавливают в зависимости от химического состава стали. Скорость нагрева при этом не имеет существенного значения. Время выдержки, необходимое для снятия наклепа, устанавливают из необходимости достижения температуры отжига по всему объему садки. Охлаждение после отжига проводят на воздухе, за исключением коррозионностойких хромоникелевых сталей, которые для уменьшения склонности к межкристаллитной коррозии следует охлаждать ускоренно в воде или водо-воздушной смесью.

При подготовке прутков калиброванной стали формирование садки, подлежащей отжигу, так же как и в случае отжига сортового проката, проводят с подразделением на группы.

Режимы рекристаллизационного отжига калиброванной стали в садочных печах различных заводов приведены в табл. 20.

Режимы светлого рекристаллизационного отжига калиброванной стали в проходных роликовых печах по температуре практически совпадают с режимами отжига в садочных печах, однако

Т а б л и ц а 20. Режимы рекристаллизационного отжига калиброванной стали в садочных печах

Группа стали	Температура нагрева, °С	Время выдержки, ч
Подшипниковая ШХ4, ШХ15, ШХ15СГ	710—740	3—14
Инструментальная углеродистая У7—У13	700—740	3—14
Инструментальная легированная ХВГ, ХВ5, 9ХС, 5ХНМ, 5ХНТ	710—740	3—14
Рессорно-пружинная 55С2, 60С2А, 50ХГА, 65Г	700—720	3—14
Углеродистая качественная конструкционная и легированная конструкционная 10, 50, 15Х, 50Х, 18Х2Н4А, 20ХН3А, 40ХНМА	660—720	3—10
Быстрорежущая Р18, Р9, Р6М5	740—770	6—10
Коррозионностойкая и жаропрочная 12Х18Н10Т, 20Х13Н4Г9	820—900	8—15

П р и м е ч а н и е. При отжиге в колпаковых муфельных печах охлаждение на воздухе проводят после снятия муфеля при 550 °С.

продолжительность отжига при этом значительно сокращается за счет сокращения длительности выдержки.

При изготовлении калиброванной подшипниковой стали можно совместить структурный отжиг с рекристаллизационным. Для совмещения этих видов отжига подкат предварительно отжигают лишь для снижения твердости до HB 325, а отжиг калиброванных прутков проводят по режимам обычного сфероидизирующего отжига.

Теоретически доказано и практически подтверждено, что предшествующая отжигу холодная пластическая деформация значительно ускоряет процесс образования зернистого перлита. Однако ввиду малой пластичности подката калибровка его затруднена и не может быть осуществлена со значительными обжатиями без трещинообразования.

Небольшие же степени деформации при калибровке не обеспечивают получения однородной структуры по сечению, а следовательно, для получения требуемых свойств длительность совместного отжига не удастся сократить по сравнению с обычным сфероидизирующим отжигом подката.

Наиболее прогрессивным видом рекристаллизационного отжига калиброванной стали, получившим широкое распространение на предприятиях металлургической промышленности, является отжиг с индукционным нагревом токами высокой частоты.

Известно, что с увеличением скорости нагрева увеличивается скорость зарождения и общее количество центров рекристаллизованных зерен, так как температурный интервал рекристаллизации смещается при этом к более высоким температурам.

С учетом указанных особенностей быстрого нагрева температуру рекристаллизационного отжига назначают несколько выше обычной: 760—780 °C.

Основными преимуществами рекристаллизационного отжига с нагрева токами высокой частоты являются: отсутствие заметного окалинообразования и обезуглероживания; высокая производительность, возможность осуществления обработки в поточных линиях с полной механизацией и автоматизацией процесса, устранение коробления, улучшение санитарно-гигиенических условий труда.

Рекристаллизационный отжиг калиброванной стали с нагревом токами высокой частоты проводят в специальных установках (рис. 76).

Отжиг калиброванных прутков на установке осуществляют следующим образом: прутки предварительно правят на роликоправильной машине и пакетами массой 2—4 т мостовым краном укладывают на загрузочную решетку с цепным транспортером 1, откуда они по наклонным направляющим и с помощью перепускового механизма 2 поштучно подаются на магнитные ролики 3 загрузочного рольганга. По загрузочному рольгангу прутки проходят через индукторы 4 с расположенными между ними поддержи-

вающими и прижимными роликами. После выхода прутка из последнего индуктора нагретый пруток опусканием поддерживающих роликов 6 по наклонным лоткам скатывается в карман-накопитель 5, где и охлаждается. Контроль температуры отжига проводят автоматически в момент выхода прутка из последнего индуктора. Для отжига используют установки, питаемые от машинного генератора с частотой 2500 Гц. Скорость перемещения прутка в установке может изменяться от 50 до 450 мм/с. Количество нагревательных индукторов в установке обычно 4 или 8. Увеличение числа нагревательных индукторов позволяет увеличить скорость перемещения прутка, а, следовательно, и производительность

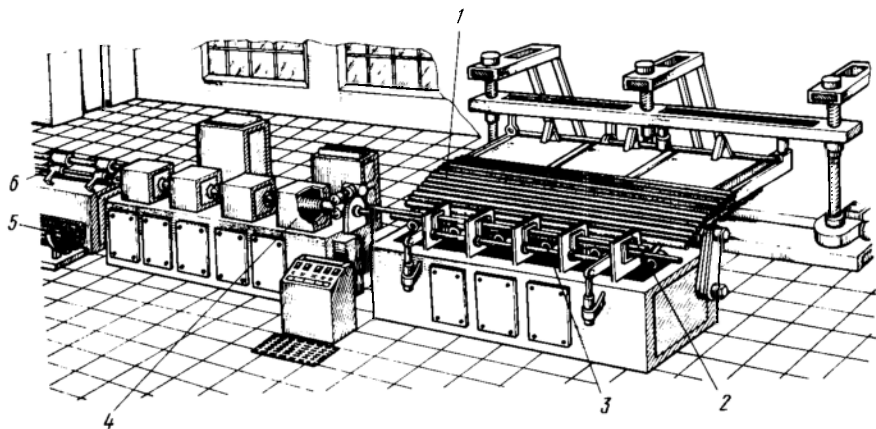


Рис. 76. Установка для рекристаллизационного отжига с индукционным нагревом

установки. Скорость продвижения прутков через индукторы выбирают, исходя из условий сквозного нагрева их до температуры отжига. В этом случае обеспечивается получение равномерной твердости стали по длине и сечению прутка.

Продолжительность нагрева зависит от температуры и диаметра прутка и обычно составляет 15—25 с.

Режимы рекристаллизационного отжига для каждой стали устанавливают опытным путем. При разработке режима учитывают и степень предшествующей пластической деформации при калибровке, влияющей, как уже отмечалось, на температуру и скорость процесса рекристаллизации.

Так, например, для получения требуемой по ГОСТ 801—78 твердости прутков калиброванной подшипниковой стали степень деформации при калибровке должна составлять 17—18 %. Исходя из этого оптимальный режим отжига прутков диаметром 26 мм из стали ШХ15СГ: скорость передвижения прутков через нагревательные индукторы 90 мм/с, температура нагрева 760 °С, потребляемая мощность 180—200 кВт. Для прутков из стали ШХ15 диаметром 30 мм скорость передвижения прутков 60 мм/с, темпера-

тура нагрева 780 °С. Меньшая скорость передвижения прутков и повышенная температура нагрева обусловлены необходимостью увеличения времени нагрева для осуществления процессов рекристаллизации в прутках диаметром менее 30 мм.

В том случае, когда степень деформации металла при калибровке меньше 17 %, рекристаллизационный отжиг с индукционным нагревом по указанным режимам не обеспечивает полной рекристаллизации, и поэтому отжиг следует проводить в печах.

В случае необходимости проведения отжига прутков, подвергнутых предварительной деформации при калибровке с меньшими степенями деформации, режимы рекристаллизационного отжига с индукционным нагревом устанавливают экспериментально.

С учетом того, что при обработке прутков различного диаметра необходимо проводить смену индукторов, в целях наиболее эффективного использования установки специализируют на группы, каждая из которых предназначена для обработки определенного типоразмера прутков.

Для повышения производительности установок их изготавливают и двухручьевыми (одновременно перемещаются два прутка).

Установки подобного типа широко используют также для заковки, отпуска и нормализации сортового проката различных сталей.

Контроль качества термической обработки сортового проката

Сортовой прокат поставляют потребителям партиями, состоящими из стали одной плавки, одного размера и одного режима термической обработки.

Для контроля качества термической обработки сортового проката в зависимости от группы сталей и требований стандартов проверяют следующие параметры: твердость, качество излома, макро- и микроструктуру, глубину обезуглероживания, механические свойства. Контроль указанных параметров проводят на пробах, отобранных от плавки, партии или садки. Для обеспечения надежности контроля качества термической обработки проката, проводимой в садочных печах, пробы отбирают из различных мест садки. Объем контроля и его методы определяются требованиями стандартов.

Прогрессивным направлением является использование автоматизированных неразрушающих методов контроля. В частности, для этих целей используют магнитные методы — магнитографический, магнито-порошковый, магнито-люминесцентный. С помощью указанных методов выявляют поверхностные дефекты типа трещин, закаты, раскатанные газовые пузыри и другие несплошности металла.

Контроль структуры, глубины обезуглероженного слоя, качества поверхности осуществляют методом вихревых токов.

Для обнаружения раковин, трещин, расслоений и других внутренних несплошностей металла широко используют ультразвуковой метод.

РЕКОМЕНДАТЕЛЬНЫЙ БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

Голованенко С. А., Брунзель Ю. М. — В кн.: Металловедение и термическая обработка стали: Справочник. Т. 3. М.: Metallurgy, 1983, с. 40—64.

Долженков И. Е., Долженков И. И. Сфероидизация карбидов в стали. М.: Metallurgy, 1984. 143 с.

Жадан В. Т., Осадчий А. Н., Стеценко Н. В. Отделка и термическая обработка сортового проката. М.: Metallurgy, 1978. 192 с.

Сергеев Г. Н., Хасин Г. А., Чикина В. Г. и др. Термическая обработка и волочение стали с применением ТВЧ. М.: Metallurgy, 1971. 224 с.

Глава XI

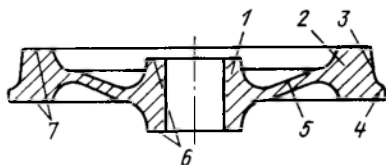
ТЕХНОЛОГИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ КОЛЕС

1. Условия эксплуатации и требования, предъявляемые к сталям для производства железнодорожных колес

Условия эксплуатации колес грузовых и пассажирских вагонов весьма различны и в ближайшее время это различие будет увеличиваться. Нагрузки на оси локомотивов и грузовых вагонов

Рис. 77. Элементы цельнокатанного железнодорожного колеса:

1 — ступица; 2 — обод; 3 — поверхность катания; 4 — гребень; 5 — диск; 6 — торцы ступицы; 7 — боковые поверхности обода



возросли до 25—27 т соответственно, что приводит к усилению динамического воздействия на колеса, повышению контактных напряжений и увеличению интенсивности износа обода колес. По наблюдениям ЦНИИ МПС, основной причиной обточек колес является износ поверхности качения. По этому дефекту обтачивается до 50 % колес. Значительное количество колес (до 35 %) выходит из строя по тормозным и тепловым повреждениям. При больших нагрузках и высоких скоростях тонкие поверхностные слои нагреваются до температур, превышающих критические точки, и при последующем охлаждении возможно образование мартенсита, что приводит к растрескиванию поверхностных слоев.

Колесо состоит из трех основных частей: ступицы, диска и обода (рис. 77). Рабочая поверхность обода, соприкасающаяся с рельсом во время движения, называется поверхностью катания.

В процессе эксплуатации железнодорожных колес в них возникают значительные напряжения в месте контакта колеса с рель-

сом. Напряжения в месте контакта возникают как нормальные — от давления колеса при его качении по рельсу, так и касательные — при скольжении колеса по рельсу в процессе торможения. Поверхность катания колеса воспринимает также и динамические нагрузки при качении колеса по стыкам рельс.

Во время движения нагруженного вагона колеса испытывают следующие виды нагрузок: давление рельса, соответствующее определенной части давления на ось колесной пары; динамическую нагрузку от ударов о стыки рельсов; силы трения, возникающие при качении колес по прямому участку пути; силы трения при торможении, возникающие на поверхности соприкосновения тормозной колодки с колесами; силы трения при движении заторможенного колеса юзом.

Давление рельса на колесо приводит к сжимающим напряжениям в месте контакта, величина которых зависит от того, находится ли колесо на прямом участке пути, закруглении или стыке. Удельное давление в месте стыка достигает 500 МПа.

Трение качения приводит к возникновению касательных сил в месте контакта, приводящих к повышению напряжений в поверхностном слое колеса, а, следовательно — к износу поверхности катания.

При выходе нагретого участка из зоны контакта происходит быстрое охлаждение, что может привести к образованию сетки трещин и разрушению поверхности катания. Разогрев поверхности происходит главным образом за счет пластической деформации поверхностного слоя, при этом порядка 75 % затраченной на пластическую деформацию энергии превращается в тепло. Тепло концентрируется в микрообъемах, примыкающих к поверхности сдвига. Температура в указанных объемах может превышать критические точки, что при быстром охлаждении создает условия для протекания мартенситного превращения. Образовавшийся на поверхности мартенситный слой в процессе эксплуатации может растрескиваться и отслаиваться.

На поверхности катания наблюдаются также выкрашивания усталостного характера, что также приводит к интенсивному износу.

Таким образом, многообразие условий эксплуатации железнодорожных колес предъявляет определенные требования к металлу, предназначенному для их производства, а именно: высокая прочность, усталостная прочность, хладостойкость.

В СССР для производства цельнокатаных колес применяют углеродистую сталь в соответствии с ГОСТ 10791—81, химический состав которой следующий, %:

0,44—0,52 C; 0,80—1,20 Mn; 0,40—0,60 Si; 0,08—0,15 V; не более 0,035 P для стали Ст1;

0,55—0,65 C; 0,50—0,90 Mn; 0,20—0,42 Si; не более 0,04 S для стали Ст2. Допускается отклонение по содержанию углерода $\pm 0,02$; допускается содержание никеля, хрома и меди — не более 0,25 % каждого.

При выборе химического состава необходимо иметь в виду, что повышение содержания углерода, с одной стороны, обеспечивает необходимую износостойкость и контактную выносливость а, с другой стороны, — снижает термостойкость.

Необходимо отметить, что используемая в настоящее время для производства цельнокатаных колес углеродистая сталь не в полной мере отвечает перспективным условиям эксплуатации. Для колес грузовых вагонов с высокими осевыми нагрузками особо важной является проблема износа и контактной прочности. Металл для производства таких колес должен обладать удовлетворительной термостойкостью. Сталь для производства колес скоростных пассажирских поездов должна в первую очередь характеризоваться повышенной термостойкостью.

В СССР разработаны стали для перспективных условий эксплуатации; сталь 65Ф для колес грузовых вагонов с повышенными нагрузками на ось и сталь 45ГСФ для производства колес вагонов скоростных поездов.

Наличие ванадия позволило существенным образом повысить по сравнению с углеродистой сталью сопротивление хрупкому разрушению и термостойкость.

Сталь 45ГСФ имеет повышенное сопротивление термическим и термомеханическим воздействиям, а также менее склонна к хрупкому разрушению. Контактная прочность стали 45ГСФ находится на уровне стандартной гостированной углеродистой стали с содержанием углерода 0,55 %.

Сталь для производства железнодорожных колес выплавляют в основных мартеневских печах с сифонной разливкой.

Широкое применение получили методы изготовления колес путем горячей штамповки и прокатки.

2. Технология термической обработки цельнокатаных железнодорожных колес. Предварительная термическая обработка

Содержание водорода в жидкой колесной стали может достигать 7—8 см³/100 г металла. В этой связи колесный металл является флокеночувствительным. На рис. 78 приведена макроструктура обода и ступицы колеса, пораженных флокенами. Противофлокенная термическая обработка осуществляется как специальная операция в общем технологическом процессе производства колес.

В мировой практике производства железнодорожных колес технология противофлокенной термической обработки сводится к необходимости изотермической выдержки различной продолжительности при субкритических температурах с последующим замедленным охлаждением. Противофлокенная термическая обработка заключается в переохлаждении колес после их изготовления до температурного интервала, обеспечивающего протекание превращения переохлажденного аустенита на феррито-цемен-

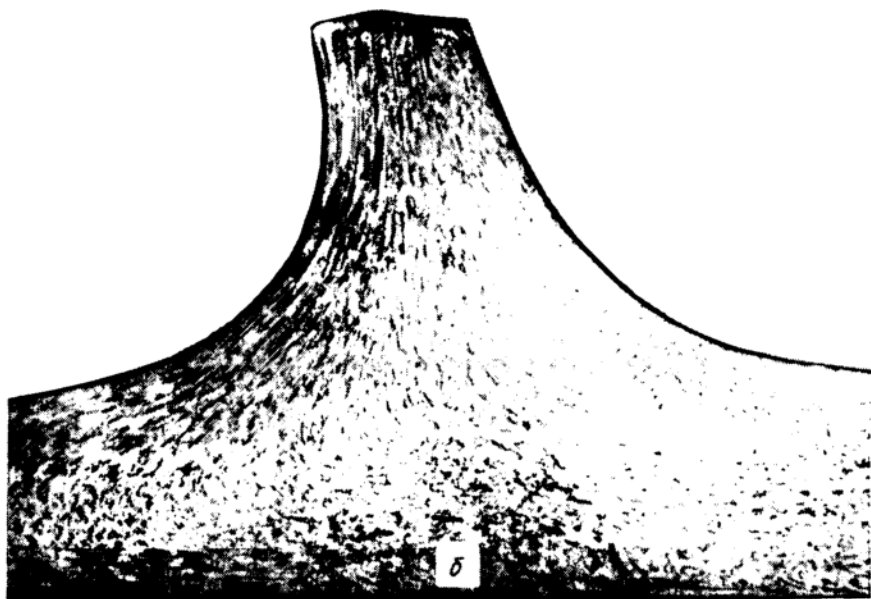
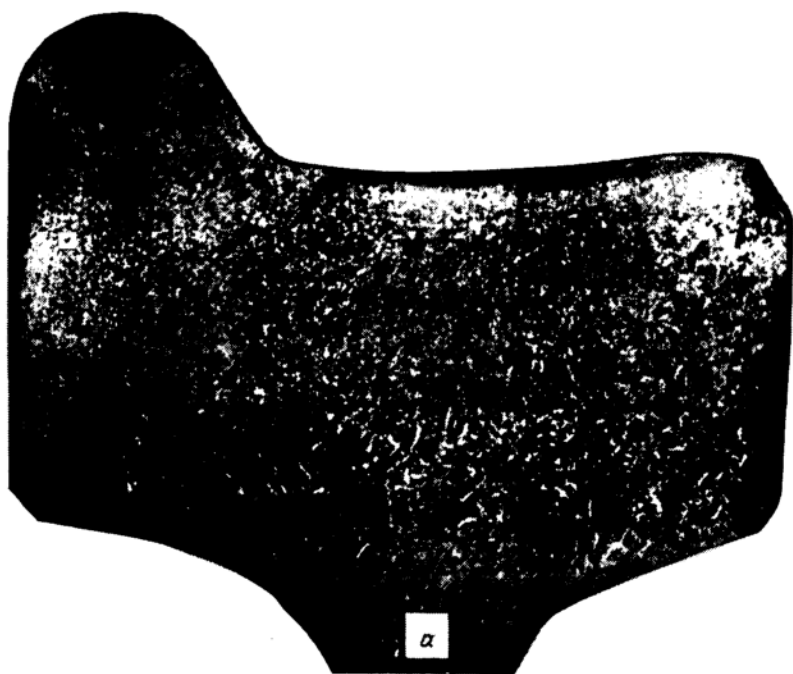


Рис. 78. Макроструктура элементов колеса:
 а — обод; б — ступица (с флокенами)

титную смесь (растворимость водорода при этом значительно уменьшается в связи с изменением кристаллической решетки — г. ц. к. в о. ц. к.). Этот интервал составляет 450—550 °С. Для повышения диффузионной подвижности водорода колеса нагревают до субкритических температур (650 °С) и выдерживают при этой температуре не менее 4,5 ч. Продолжительность изотермической выдержки должна определяться содержанием водорода в данной плавке. Схема противифлокенной термической обработки представлена на рис. 79.

Новые прессо-прокатные линии оборудованы конвейерными печами для осуществления противифлокенной термической обработки. Длина туннельной печи 125 м. Колеса, подвешенные на крюки, проходят через печь с определенной скоростью, что и обеспечивает необходимую изотермическую выдержку.

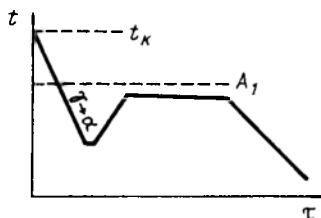


Рис. 79. Схема противифлокенной термической обработки железнодорожных колес (t_K — температура конца горячей деформации)

Разработка новых научно обоснованных режимов противифлокенной термической обработки железнодорожных колес

На диффузионную подвижность водорода большое влияние оказывает величина водородопроницаемости.

Проницаемость и коэффициент диффузии водорода в значительной степени при постоянной температуре определяются структурным состоянием, степенью ее дефектности, природой и характером распределения неметаллических включений, и наконец, плотностью материала, т. е. наличием пористости. Все это имеет принципиальное значение при разработке режимов противифлокенной термической обработки железнодорожных колес.

На рис. 80 представлены экспериментальные данные по изменению потока водорода в зависимости от температуры отдельно для проницаемости, осуществляемой через объем зерен (транскристаллитная диффузия), и по их границам (межкристаллитная диффузия). Полученные результаты свидетельствуют о том, что во всех опробованных вариантах водородопроницаемость колесной стали обусловлена преимущественным развитием межкристаллитной диффузии.

Анализ результатов свидетельствует о существенном влиянии температуры предшествующей термической обработки на различную меру развития диффузии по транс- и межкристаллитному механизму.

Величина зерна исследованной стали после нагрева до температур 760, 850 и 1000 °С, выдержки при этих температурах 30 мин и охлаждения до 700 °С с печью составила соответственно 6—8,

6—7 и 2—5 балла. С повышением температуры аустенитизации увеличивается общее количество и толщина сетки структурно свободного феррита, расположенного по границам зерен.

Максимальное значение проницаемости за счет развития транс-кристаллитной диффузии наблюдается для стали, предварительно нагретой до 850 °С, а минимальное — в случае нагрева стали до 1000 °С.

Межкристаллитная диффузия и ее вклад в значения суммарной проницаемости усиливается по мере снижения температуры предварительной аустенитизации от 1000 до 760 °С, что, вероятно, обусловлено измельчением зерна. Суммарная проницаемость в функции температуры аустенитизации изменяется аналогично проницаемости, реализуемой по границам зерен.

С производственной точки зрения применительно к разработке режимов противфлокеной обработки представляют интерес изменения значений суммарной водородопроницаемости и коэффициента диффузии водорода в колесной стали в интервале технологических температур в зависимости от структурного состояния стали. Зависимость изменения коэффициента диффузии водорода (интегрального) в функции температуры представлена на рис. 81. Различия в коэффициенте диффузии водорода для трех состояний стали начинают существенно проявляться с температуры 550—500 °С и

увеличиваются по мере снижения температуры. Максимальные значения коэффициента диффузии водорода в колесной стали получены после предварительной аустенитизации при температуре 760 °С.

Приведенные выше результаты легли в основу разработки нового режима противфлокеной обработки колес, принципиальным отличием которого от действующего в настоящее время является перекристаллизация, т. е. нагрев стали перед загрузкой колес в агрегат для противфлокеной обработки колес выше A_{c3} . Схема нового режима противфлокеной обработки колес приведена на рис. 82. Остаточное содержание диффузионно-подвижного водорода в элементах колеса, прошедших противфлокеноую термическую обработку по новому режиму,

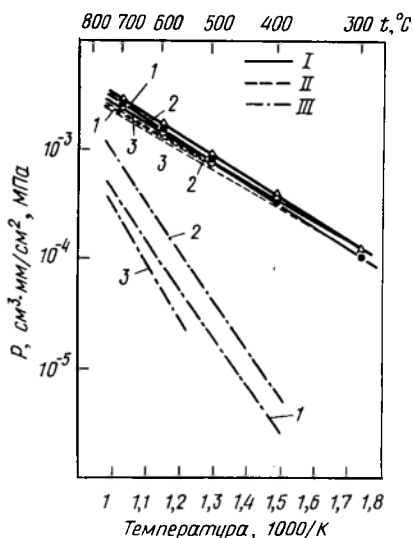


Рис. 80. Изменение потока водорода в зависимости от температуры (Ю. А. Башнин):

I — нагрев до 760 °С; 2 — нагрев до 850 °С; 3 — нагрев до 1000 °С; I — суммарная проницаемость; II — проницаемость по границам зерен; III — проницаемость по объему зерна

в среднем на 37,5 и 42,8 % меньше (соответственно для обода и ступицы), чем в колесах, обработанных по действующей технологии. Более низкое содержание водорода главным образом обусловлено измельчением зерна.

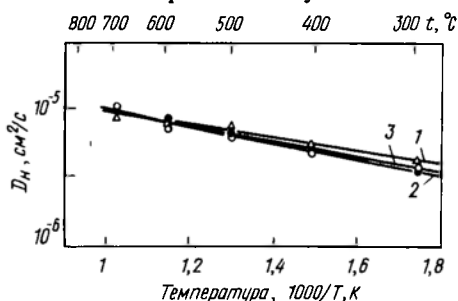


Рис. 81. Изменение коэффициента диффузии водорода D_H в зависимости от температуры, °C (Ю. А. Башнин):

1 — 760; 2 — 850; 3 — 1000

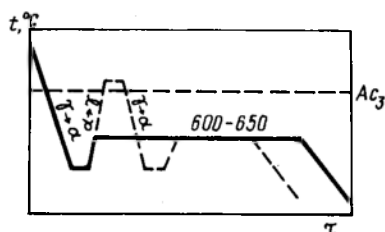


Рис. 82. Новый (пунктирная линия) и действующий (сплошная) режимы противобоковой термической обработки железнодорожных колес (Ю. А. Башнин, А. А. Костенко)

3. Технология окончательной термической обработки железнодорожных колес

Известны три способа окончательной термической обработки: нормализация с отпуском, закалка поверхности катания с отпуском и объемная закалка, предусматривающая упрочнение всех элементов колеса с последующим отпуском. Необходимо отметить, что выбор той или иной технологии окончательной термической обработки должен определяться конкретными условиями эксплуатации.

За рубежом колеса подвергают в основном двум видам окончательной термической обработки: нормализации с отпуском или закалке с отпуском. Нагрев осуществляют до 800—860 °C в функции состава стали с последующим регулируемым охлаждением. Охлаждение, как правило, на спокойном воздухе обеспечивает получение пластинчатого сорбита во всех элементах колеса. Дисперсность карбидной фазы определяется фактической скоростью охлаждения элемента колеса. Чем тоньше сечение (диск), тем интенсивнее идет охлаждение на спокойном воздухе, тем при более низких температурах происходит распад переохлажденного аустенита, тем тоньше продукты распада. Охлаждение на спокойном воздухе также обеспечивает более или менее равномерное охлаждение всего колеса, что приводит к значительному уменьшению остаточных напряжений.

Закалка с отпуском колес за рубежом осуществляется по различным вариантам: закалка обода путем спрейерного обрызгивания водой одновременно всей поверхности катания вращающегося в горизонтальной плоскости колеса; прерывистое охлаждение части обода путем обрызгивания при вращении колеса в гори-

горизонтальной плоскости, или путем погружения части обода в бак с водой при вращении колеса в вертикальной плоскости и, наконец, объемная закалка колеса погружением в масляный бак.

Чаще закалку осуществляют путем спрейерного охлаждения водой, схема которой приведена на рис. 83.

Практически лишен указанных недостатков способ вертикального прерывистого упрочнения обода, схема которого приведена на рис. 84.

Для объемного упрочнения цельнокатаных колес характерна большая разница в скорости охлаждения различных элементов

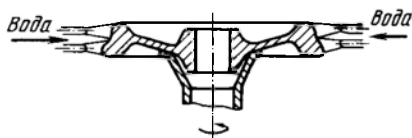


Рис. 83. Закалка колеса путем спрейерного охлаждения

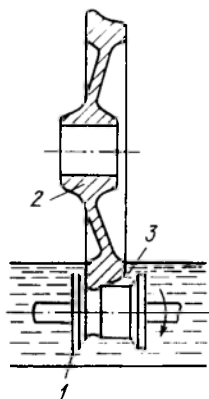


Рис. 84. Схема вертикального упрочнения обода:

1 — приводной ролик; 2 — колесо; 3 — вода

колеса — в наибольшей степени при этом упрочняется диск, а известно, что условия эксплуатации требуют более значительного упрочнения обода.

В СССР цельнокатаные железнодорожные колеса подвергают прерывистой закалке и последующему отпуску.

В настоящее время на Нижнеднепровском трубопрокатном заводе им. К. Либкнехта успешно применяют прерывистую закалку цельнокатаных колес, вращающихся в вертикальной плоскости. Колеса нагреваются под закалку в кольцевых печах до 800—850 °С.

С целью снижения остаточных напряжений цельнокатаные колеса после закалки подвергают отпуску в интервале 400—600 °С. Исследования, проведенные ИЧМ, показали, что оптимальным режимом отпуска является температура 480—520 °С, продолжительность выдержки 2 ч с последующим охлаждением на воздухе или более замедленным.

Механические свойства стали ободов колес, подвергнутых упрочняющей термической обработке, должны соответствовать следующим нормам. Для стали Ст1: $\sigma_b = 90—110$ МПа; $\delta = 12$ %; $\psi = 21$ % (не менее); твердость на глубине 30 мм составляет *HV* 248; для стали Ст2: $\sigma_b = 93—113$ МПа; $\delta = 8$ %; $\psi = 14$ %; твердость на глубине 30 мм составляет *HV* 255.

Разница твердости ободов на глубине 30 мм по периметру колес не должна превышать *HV* 20.

Ударная вязкость стали дисков колес при температуре 20 °С должна быть не менее 0,3 МДж/м² для стали Ст1 и 0,2 МДж/м² для стали Ст2.

Средний балл неметаллических включений в стали ободов и дисков (кроме недеформирующихся силикатов) по ГОСТ 1778—70 не должен превышать 4; оксидных строчечных включений — не более 1.

Контроль качества колес

Каждое колесо подвергают внешнему осмотру, а также проверке размеров. Колеса сдают партиями, партию составляют колеса одного назначения, изготовленные из стали одной плавки. От каж-

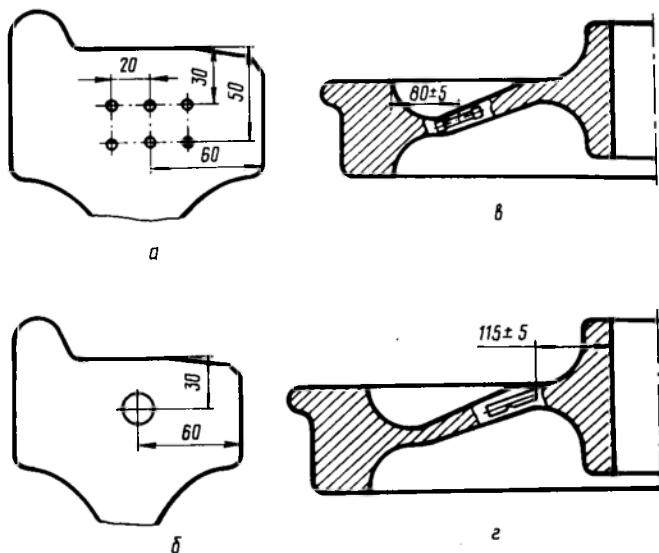


Рис. 85. Места отбора проб для изготовления образцов и определения твердости

дой партии, принятой по внешнему осмотру (поверхность колес должна быть без плен, закатов, трещин, раскатанных загрязнений, окалины), отбирают одно колесо для проверки макроструктуры и механических свойств стали ободов и ударной вязкости дисков при температуре 20 °С. Места отбора проб для изготовления различных образцов и определения твердости представлены на рис. 85, а—г.

Твердость обода колес проверяют на колесах, выдержавших испытание на растяжение (рис. 85, а). Проверку качества стали дисков на растяжение, ударной вязкости при температуре —60 °С и твердости ободов на глубине 50 мм проводят на 10 % партий колес. Испытание на растяжение стали обода колес проводят

на образцах диаметром 15 мм и расчетной длиной 60 мм (рис. 85, б), дисков колес на образцах диаметром 10 мм и расчетной длиной 50 мм (рис. 85, в). Твердость ободов колес проверяют на поперечном темплете. Ударную вязкость обода определяют на образцах типа I по ГОСТ 9454—78 (рис. 85, г).

Допустимая величина прогиба диска (не менее 25 мм) определяется при испытании на удар свободно падающим копровым грузом массой 1 т с высоты 6 м. Температура колеса при этом не должна превышать 50 °С.

В заключение необходимо отметить, что для условий высоких скоростей движения поездов и повышенных нагрузок на ось требуется разработка технологических схем окончательной термической обработки, предусматривающих необходимое упрочнение всех элементов колеса, а не только обода.

РЕКОМЕНДАТЕЛЬНЫЙ БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

Бибик Г. А., Иоффе А. М., Праздников А. В., Староселецкий М. И. Производство железнодорожных колес. М.: Металлургия, 1982. 228 с.

Узлов И. Г., Савенков В. Я., Поляков С. Н. Термическая обработка проката. Киев: Техника, 1981. 159 с.

Глава XII

ТЕХНОЛОГИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ РЕЛЬСОВ

1. Условия эксплуатации и требования, предъявляемые к сталям для производства рельсов

Рельсы являются основным элементом верхнего строения железнодорожного пути, воспринимающего воздействие подвижного состава с учетом высокой грузонапряженности, больших нагрузок на оси локомотивов и вагонов, массы поездов и возрастающих скоростей движения. Работоспособность железнодорожного транспорта в значительной мере определяется качеством рельсов. При работе в пути рельсы подвергаются воздействию периодических контактных нагрузок, а также знакопеременных нагрузок, изгибающих рельсы в вертикальной плоскости, воздействию горизонтальных сил в кривых участках пути из-за центробежного ускорения подвижного состава.

При движении по кривым участкам происходит также проскальзывание колес, величина которого составляет 2—3 %. В результате этого происходит смятие и истирание головки рельсов в вертикальном направлении по боковой поверхности.

Наличие стыков и неровностей приводит к возникновению ударных нагрузок. Скольжение, пластическая деформация металла на поверхности, прохождение тока, идущего через контактные площадки от колеса к рельсу, приводит к нагреву

поверхности катания головки выше температуры превращения $\alpha \rightarrow \gamma$ для рельсовой стали и закалке тонкого слоя (0,03—0,05 мм) ввиду быстрого отвода тепла внутрь металла с образованием мартенситно-карбидной пленки. Высокая твердость и хрупкость такой пленки вызывает ее отслаивание и тем самым увеличивает износ рельсов. Закалка тонкого слоя головки рельса на мартенсит происходит и при торможении или трогании с места с пробуксовкой колес. Кроме того, рельсы подвергают эрозионному износу из-за попадания пыли с балласта рельсового пути, песка из песочниц локомотивов и т. д.

Перечисленные условия эксплуатации приводят к возникновению и развитию в них различных дефектов и повреждений. Кроме того, в рельсах могут возникать и развиваться дефекты, связанные с технологией их изготовления. К ним относятся плены, трещины, волосовины, закаты, сегрегация неметаллических включений, забоины, задиры, поперечные риски.

В настоящее время основным видом разрушения рельсов в эксплуатации являются контактно-усталостные повреждения. Дефекты контактного происхождения представляют собой местные наплывы на боковую грань головки рельса, темные пятна, выщербины и выколы, поперечные трещины усталости в головке и боковой износ рабочей грани головки.

В процессе эксплуатации рельсов происходит значительная пластическая деформация металла головки, особенно в местах ее закругления (выкружке), приводящая к значительному наклепу металла. В свою очередь наклеп вызывает образование складок, возникающих в результате спливания слоев металла при их пластическом течении. Складки металла, являющиеся концентраторами напряжений, вызывают зарождение трещины. Помимо этого, в результате наклепа, в металле возникают также остаточные внутренние напряжения, способствующие зарождению продольной усталостной трещины. Зарождение продольной усталостной трещины обусловлено и возникновением высоких касательных напряжений от подвижного состава. Образовавшиеся на глубине 3—9 мм продольные трещины в головке постепенно переходят в поперечные и по мере их развития вглубь приводят к хрупкому разрушению рельса.

Исходя из условий эксплуатации рельсов, видов разрушения и анализа их причин, сталь, используемая для изготовления рельсов, помимо высокой износостойкости и контактно-усталостной прочности, должна обладать определенной живучестью, характеризующейся скоростью роста поперечных усталостных трещин, а также сопротивлением хрупкому разрушению, гарантирующим надежность в эксплуатации.

Работоспособность рельсов определяется их массой, характеризующейся массой 1 м, содержанием углерода в рельсовой стали и ее качеством, технологией термической обработки и другими факторами.

2. Стали для изготовления рельсов

В настоящее время изготавливают в основном рельсы типа Р50, Р65 и Р75 (цифра указывает массу 1 м, кг) длиной 25 м.

Выплавку рельсовой стали в настоящее время проводят в мартеновских печах и кислородных конвертерах. В основном для производства рельсов используют мартеновскую сталь. Приведем химический состав рельсовой стали М76 (ГОСТ 24182—80), %: 0,71—0,82 С; 0,75—1,0 Мн; 0,18—0,40 Si; $\leq 0,035$ Р; $\leq 0,045$ S; $\leq 0,15$ As. Химический состав рельсовой стали М74 (ГОСТ 24182—80) следующий, %: 0,69—0,80 С; 0,75—1,0 Мн; 0,18—0,40 Si; $\leq 0,035$ Р; $\leq 0,045$ S; $\leq 0,15$ As.

В марке стали цифры указывают среднее содержание углерода. В рельсах из сталей марок М76 и М74 производства завода «Азов-сталь» допускается содержание $\leq 0,040$ % Р и $\leq 0,05$ % S. Структура рельсовой стали в горячекатаном состоянии представляет собой тонкопластинчатый перлит, иногда с отдельными выделениями структурно свободного феррита. Высокое содержание углерода и более высокое по сравнению с обычными углеродистыми сталями содержание марганца в рельсовой стали обеспечивает получение высокой прочности и сопротивление износу и смятию. Вместе с тем, контактно-усталостная прочность неупрочненных рельсов из углеродистых сталей, как показала практика, не отвечает современным требованиям.

Повышение эксплуатационной стойкости рельсов достигается термической обработкой. Показано, что наилучшая износостойкость и контактно-усталостная прочность рельсов из углеродистой стали обеспечивается при структуре тонкопластинчатого сорбита закалки в головке с оптимальной твердостью *HВ* 363—388.

3. Технологический процесс производства железнодорожных рельсов

Принятая на отечественных заводах технология производства рельсов осуществляется следующим образом: слитки нагревают в нагревательных колодцах с применением горячего посада, благодаря чему снижается угар, обезуглероживание и возможность перегрева стали. Слитки нагревают до 1200—1295 °С в течение 3 ч и прокатывают на блюминге. Температура конца прокатки блюмов на всех заводах не ниже 1100 °С. Блюмы затем нагревают в методических или камерных печах для прокатки на рельсо-балочном стане. Нагрев блюмов проводят как горячим, так и холодным посадом. Преимущества горячего посада отмечались выше. Холодный же посад позволяет проводить зачистку дефектов на блюмах. Нагретые до 1200—1250 °С блюмы прокатывают на рельсо-балочном стане с температурой раската на выходе не выше 1050 °С. Раскат разрезают пилами горячей резки на мерные длины. Рельсы затем подвергают противоблоксной термической

обработке, холодной правке в роликоправильных машинах и штамповых прессах, механической обработке (фрезерование торцев и сверление болтовых отверстий для скрепления накладками при укладке рельсов). После приемки рельсы подвергают упрочняющей термической обработке по всей длине по различной технологии.

Следует отметить, что на всех заводах, производящих рельсы, предусмотрено термическое упрочнение концов рельсов, не подвергающихся термическому упрочнению по всей длине.

4. Противофлокенная термическая обработка рельсов

Рельсовая сталь является флокеночувствительной. Предотвращение образования флокенов может быть достигнуто за счет уменьшения содержания водорода в жидкой стали, либо за счет проведения предварительной противофлокенной термической обработки. Такую обработку на отечественных заводах проводят либо путем замедленного охлаждения, либо с помощью изотермической выдержки рельсов после прокатки.

Оба технологических процесса противофлокенной термической обработки предусматривают максимальное удаление из стали водорода до $\sim 2,0 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ металла, что гарантирует отсутствие флокенов в стали.

Технология противофлокенной термической обработки

Замедленное охлаждение рельсов или их изотермическую выдержку после прокатки осуществляют после завершения $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения, поскольку при этом резко снижается растворимость водорода в металле, и избыточный водород, выделяющийся из твердого раствора, удаляется путем диффузии в окружающую среду. Вместе с тем, следует учитывать, что с понижением температуры начала замедленного охлаждения уменьшается скорость диффузии водорода.

Замедленное охлаждение рельсов после прокатки на ряде заводов осуществляют в колодцах замедленного охлаждения.

Основными технологическими параметрами процесса замедленного охлаждения рельсов являются температура рельсов при загрузке в колодцы, начальная температура воздуха в колодце и продолжительность охлаждения.

Исключение возможности образования флокенов обеспечивается при следующих параметрах:

Минимальная температура рельсов трех нижних рядов перед загрузкой в колодцы	530 °C
Минимальная температура остальных рельсов	500 °C
Продолжительность загрузки одного пакета	3—4 мин
Минимальная температура воздуха в колодцах после закрытия крышек	350 °C

Продолжительность выдержки при закрытых крышках	7 ч
Минимальная температура воздуха в колодцах перед открытием крышек	150 °С
Продолжительность выдержки в колодцах после открытия крышек	1,5—2 ч

Недостатками технологического процесса замедленного охлаждения рельсов в колодцах являются: неравномерность температуры рельсов в рядах, различие в условиях охлаждения рельсов по высоте и ширине колодца, необходимость использования ручного труда при операциях загрузки и выгрузки рельсов, а также большая продолжительность процесса, вызывающая необходимость в больших производственных площадях.

Противофлоккенную термическую обработку рельсов производят также путем изотермической выдержки в печах непрерывного действия. Процесс основан на выдержке предварительно охлажденных ниже температуры $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения рельсов при температуре максимальной подвижности водорода в стали.

Температура предварительного переохлаждения 350—500 °С и длительность изотермической выдержки в печи 2 ч выбраны с учетом производительности рельсо-балочного стана. Температура же изотермической выдержки 600—620 °С ограничена необходимостью предотвращения значительного разупрочнения рельсов.

Технологический процесс обработки в потоке станов осуществляется следующим образом: рельсы после прокатки, порезки и клеймения пакетируют по 4—6 шт. и передают на специальный рольганг — холодильник, установленный перед печами для изотермической выдержки. После охлаждения горячих рельсов до температуры 350—500 °С пакеты автоматически с помощью шлепперов передаются на цепной конвейер одной из пяти камерных печей непрерывного действия шириной 26,5 м и длиной 13 м.

Скорость перемещения конвейера с уложенными на нем поперек печи рельсами поддерживается автоматически, благодаря чему обеспечивается требуемая продолжительность изотермической выдержки. Замер температуры рельсов перед их загрузкой в печь осуществляется автоматически с помощью низкотемпературных радиационных пирометров. После изотермической выдержки рельсы поступают для окончательного охлаждения на холодильник, подвергаются правке, механической обработке (сверление отверстий и фрезерование торцов) и контролю.

По сравнению с замедленным охлаждением рельсов в колодцах изотермическая выдержка обеспечивает большую надежность предотвращения образования флокенов, высокую производительность, поточность и автоматизацию процесса, однако при этом снижается износостойкость и контактно-усталостная прочность рельсов.

Введение в общую технологию производства рельсов упрочняющей термической обработки по всей длине исключило этот недостаток.

Контроль качества противфлокеной термической обработки

Для контроля рельсов на отсутствие флокенов вначале определяют флокеночувствительность стали каждой плавки. Для этого от головного конца рельсовой полосы на пилах горячей резки отрезают пробу длиной 200—250 мм. В зависимости от технологического процесса противфлокеной обработки охлаждение пробы проводят с различной скоростью. На заводах, применяющих замедленное охлаждение рельсов в колодцах, горячие пробы охлаждают на спокойном воздухе, а на заводах, применяющих изотермическую выдержку в печах, пробы охлаждают ускоренно струей воздуха от вентилятора, расположенного на расстоянии 750 мм.

Наличие флокенов определяют ультразвуковым контролем и металлографически.

В случае отсутствия флокенов в пробе, все рельсы плавки, подвергнутые замедленному охлаждению по заданной технологии, считаются принятыми. При наличии же в пробе флокенов осуществляют контроль пробы, отобранной от рельсов данной плавки, прошедших замедленное охлаждение. Отсутствие флокенов в повторной пробе свидетельствует о пригодности рельсов.

Объем контроля рельсов данной плавки, прошедших изотермическую выдержку, определяется количеством флокенов, обнаруженных в первой контрольной пробе.

При наличии в первой пробе не более 50 флокенов рельсы после изотермической выдержки повторному контролю не подвергают. При наличии в пробе от 51 до 100 флокенов проводят дополнительный контроль пробы, отобранной от контрольного рельса, прошедшего изотермическую выдержку.

Если в первой пробе 101—150 флокенов, дополнительному контролю подвергают четыре первых головных рельса, в том числе и контрольный. В случае обнаружения в пробе более 150 флокенов дополнительно контролируют все головные рельсы.

5. Закалка концов рельсов

Концы рельсов, воспринимающие в стыках наибольшие ударные нагрузки от колес подвижного состава, в процессе эксплуатации быстрее сминаются, выкрашиваются и разрушаются. В связи с этим первым этапом использования упрочняющей термической обработки рельсов явилась закалка головок на их концах, массовое внедрение которой началось в 50-х годах.

Упрочнение концов рельсов проводят двумя методами: поверхностной закалкой с прокатного нагрева и поверхностной закалкой с индукционного нагрева.

Согласно стандартам на рельсы, не подвергаемым термическому упрочнению по всей длине, концы головок рельсов должны быть закалены на длине не более 80 мм, глубина закаленного слоя

(с твердостью больше *НВ* 300) должна быть не менее 4 мм, а закаленный слой должен иметь конфигурацию, представленную на рис. 86.

Одновременно должен быть обеспечен плавный переход от закаленного слоя к незакаленному как по поперечному сечению головки, так и по ее поверхности.

Закалка концов рельсов с прокатного нагрева. Закалочное охлаждение концов горячих рельсов производят в накладываемом струйном аппарате, представленном на рис. 87. Аппарат состоит из полой внутри камеры 1 и трубки 2 для подвода воды. На внутренней стенке 3 камеры, выполненной по профилю головки рельса, расположен ряд отверстий 6. Аппарат крепится к подошве рельса с помощью скоб 5, изогнутых по профилю рельса. Для плотного прилегания корпуса аппарата к головке и предохранения от закалики ее боковых граней в пазы 4 набивают шнуровой асбест.

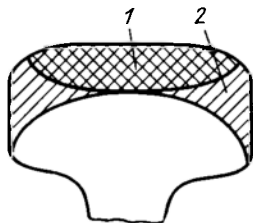


Рис. 86. Схема конфигурации закаленного слоя на концах рельсов:

1 — правильная; 2 — неправильная

Необходимость предохранения от закалики боковых граней головки связана с тем, что при работе рельса боковые грани незакаленной части рельса в кривом участке пути изнашиваются быстрее и на закаленном конце образуется выступ, нарушающий плавность движения поезда.

Порезанные на пилах горячей резки рельсы подают на стеллажи. С помощью радиационного пирометра измеряют температуру головки, колеблющуюся в пределах 800—930 °С. После замера температуры, на концы рельса накладывают струйные аппараты и пускают воду, расход которой составляет 1,1—2,0 л/с. Продолжительность охлаждения устанавливают в зависимости от температуры рельса перед закалкой. Так, охлаждение рельсов Р50 и Р65, имеющих температуру до 830 °С, проводят в течение 45 с, а рельсов, имеющих температуру более 830 °С, — в течение 55 с.

За счет аккумулированного в головке рельса тепла после прекращения подачи воды происходит нагрев закаленной зоны. Твердость после закалики *НВ* 330—400.

Преимущества метода закалики концов рельса с прокатного нагрева заключаются в низкой стоимости, ввиду отсутствия необходимости затрат тепла на повторный нагрев и установки специальных нагревательных устройств, в простоте обслуживания и в отсутствии необходимости специальных площадей. К недостаткам метода следует отнести нестабильность качества закаленного слоя ввиду непостоянства температуры рельсов в момент закалики.

Более совершенным является метод поверхностной закалики концов рельсов с индукционного нагрева.

Закалка концов рельсов с индукционного нагрева. Закалку концов проводят на рельсах после их противоблоксной термической обработки, правки, фрезеровки торцов и сверления болтовых отверстий. Конец рельса нагревают в индукторе, питаемом от машинного генератора с частотой тока 0,5 или 2,5 кГц. Температура нагрева под закалку составляет 950 °С. Выбор более высокой температуры по сравнению с обычно применяемой при печном нагреве рельсов (850 °С) обусловлен большой скоростью нагрева и кратковременностью пребывания металла при температуре выше A_{c3} , а также необходимостью учета подстуживания во время снятия индуктора и установки закалочного устройства (5—6 с).

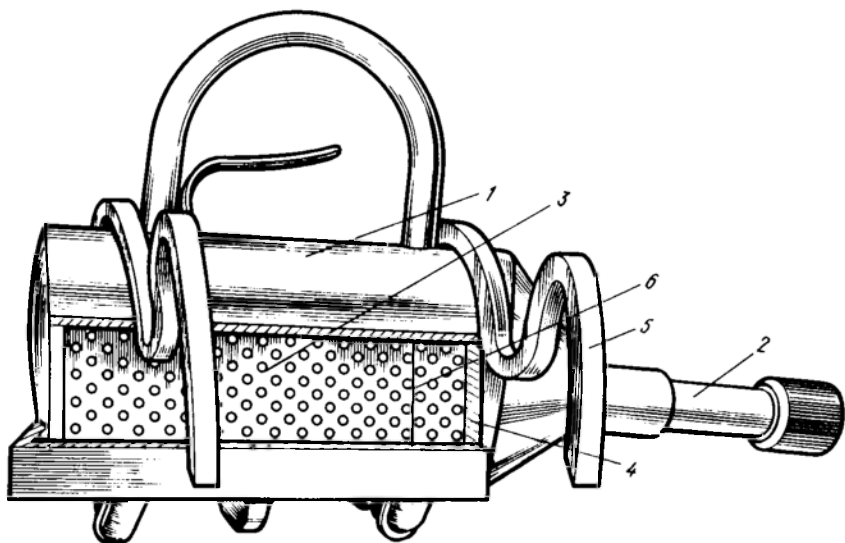


Рис. 87. Струйный аппарат для закалки концов рельсов с прокатного нагрева

В связи с различием в подводимой к индуктору мощности, время нагрева колеблется в пределах 25—40 с. Охлаждение осуществляют конденсатом (комбинат «Азовсталь») или сжатым воздухом (НТМК).

Закалку обоих концов проводят одновременно в специальных кабинах, размещенных по краям передвижного стеллажа. Продолжительность охлаждения конденсатом составляет 25—30 с, продолжительность охлаждения сжатым воздухом 17—20 с.

Устройство для охлаждения нагретой головки конденсатом представляет собой насадку, нижняя коническая часть которой заканчивается щелью длиной 40 мм и шириной 1,5 мм. Щель обеспечивает получение сплошной плоской струи охладителя. Для равномерного охлаждения и плавного перехода от закаленного участка к незакаливаемому, струя охладителя перемещается вдоль оси рельса с помощью штока, соединяющего насадку с эксцентриком, укрепленным на валу электродвигателя. Профиль

эксцентрика обеспечивает возвратно-поступательное перемещение устройства. Охлаждение осуществляется в следующей последовательности. Перед началом охлаждения устройство устанавливают на расстоянии 75—80 мм от торца. После включения устройства начинают перемещаться к торцу и, не доходя до него на 30—35 мм, перемещаются в обратном направлении на 30 мм, повторяют свое движение на этом же пути, затем перемещаются почти до торца рельса и возвращается в первоначальное положение. После этого устройство автоматически отключается и снимается с рельса.

Устройство для охлаждения головки сжатым воздухом представляет собой прямоугольное сопло, установленное под углом 45° к поверхности головки с зазором 10—14 мм, при этом передний конец сопла отстоит от торца на расстоянии 50—60 мм. Давление подаваемого для охлаждения воздуха 0,45—0,5 МПа.

Микроструктура по глубине головки на концах рельсов после закалки с прокатного нагрева неоднородна и состоит из сорбита отпуска, переходящего в бейнит и сменяющего его сорбита закалки. Неоднородность структуры закаленного слоя способствует выкрашиванию металла в стыках при эксплуатации в пути. В головках концов рельсов, закаленных с нагрева токами высокой частоты, вследствие использования более мягких закалочных сред, микроструктура по глубине однородна и состоит из сорбита закалки. Применение закалки концов рельсов в 2—2,5 раза повысило стойкость рельса в стыке к смятию и износу.

Контроль качества термической обработки

Для контроля качества термической обработки концов проверяют твердость поверхности закаленных концов на обоих концах трех рельсов каждой плавки на прессе Бриннеля. Замер твердости проводят на расстоянии 20 мм от торца в одной точке. Твердость закаленных концов должна быть в пределах *HВ* 300—401.

Кроме того, проверяют микроструктуру, правильность конфигурации и отсутствие закалочных трещин, твердость по глубине слоя. Эти параметры определяют на продольном темплете головки рельса длиной 100 мм и поперечном темплете всего рельса, отбираемых один раз в сутки от рельсов, закаленных на каждой установке.

Микроструктуру и правильность конфигурации закаленного слоя проверяют на оптическом микроскопе. Распределение твердости по глубине закаленного слоя проверяют на приборе Викерса при нагрузке 100 и 300 Н, а наличие трещин — на ультразвуковом дефектоскопе.

6. Термическая обработка рельсов по всей длине

На заводах, производящих рельсы, применяют следующие методы термической обработки рельсов по всей длине: а) объемную закалку в масле; б) поверхностную закалку с индукционного нагрева; в) поверхностную закалку с объемного печного нагрева.

Технология объемной закалки рельсов в масле была впервые в мировой практике осуществлена в СССР в 1966 г. Метод заключается в нагреве в печах и охлаждении в масле. Такое охлаждение приводит к превращению переохлажденного аустенита в перлитной области с образованием тонкопластинчатого сорбита закалки.

Процесс термической обработки осуществляют в следующем порядке. Рельсы пакетами по 10—12 шт. в положении на боку нагревают под закалку в проходной печи с роликовым подом до температуры 840—860 °С в течение 47—55 мин. Нагретые рельсы с помощью специального устройства поштучно выгружают из бокового окна печи и кантуют на подошву на рольганге перед закалочной машиной. Для исключения коробления концов в вертикальной плоскости, возникающего при закалке из-за более быстрого охлаждения в масле менее массивной подошвы рельса, концы рельса подвергают термической правке, заключающейся в подстуживании подошвы на концах рельса. Благодаря этому при последующем охлаждении рельса в масле подстуженная на конце подошва препятствует увеличению длины головки, связанному с превращением аустенита и тем самым исключает изгиб концов. Кроме того, для получения в рельсах благоприятной эпюры напряжений проводят и подстуживание центральной зоны шириной 50—60 мм остальной части подошвы. Подошву рельса охлаждают водовоздушной смесью в плоских щелевых спрейерах в следующей последовательности. Первоначально охлаждают подошву на концах неподвижного рельса на длине 980 мм в течение 7—9 с, а затем при его движении по рольгангу к закалочной машине охлаждают центральную зону остальной части подошвы в течение 14,5 с. Охлаждение осуществляют в семи спрейерах, установленных по длине рольганга, путем последовательного их включения на расстоянии от 980—1000 мм от переднего конца, а выключения на таком же расстоянии от заднего конца.

Окончательно рельсы охлаждают в течение 5 мин в масле с температурой не выше 100 °С в закалочной машине (рис. 88). Подаваемый в закалочную машину рельс устанавливают в каретки 2, шарнирно подвешенные к концам звездочек барабана 1, расположенного в баке с маслом 3. Масло поступает непрерывно из резервуара через регулируемый щелевой затвор. Одновременно происходит и слив масла через сливную воронку. При повороте барабана рельс погружается в масло и охлаждается до 120—150 °С. Извлеченные из машины рельсы пакетируют по 12—17 шт. на закрытом стеллаже и подвергают отпуску при 450 ± 15 °С в течение 2 ч в проходной печи с роликовым подом. После отпуска рельсы охлаждают на холодильнике, правят для устранения искривления в двух плоскостях на роликоправильных машинах и доправляют на вертикальном правильном прессе.

Твердость после термической обработки *HV* 352—375.

Микроструктура — тонкопластинчатый сорбит заковки по всему сечению рельса. Правка рельсов приводит к возникновению растягивающих остаточных напряжений на поверхности головки, которые снижают контактно-усталостную прочность.

В связи с тем, что при объемной закалке рельсов их длина увеличивается в среднем на 18 мм, а в процессе правки они укорачиваются примерно на 20 мм, то допуск на длину рельсов увеличен.

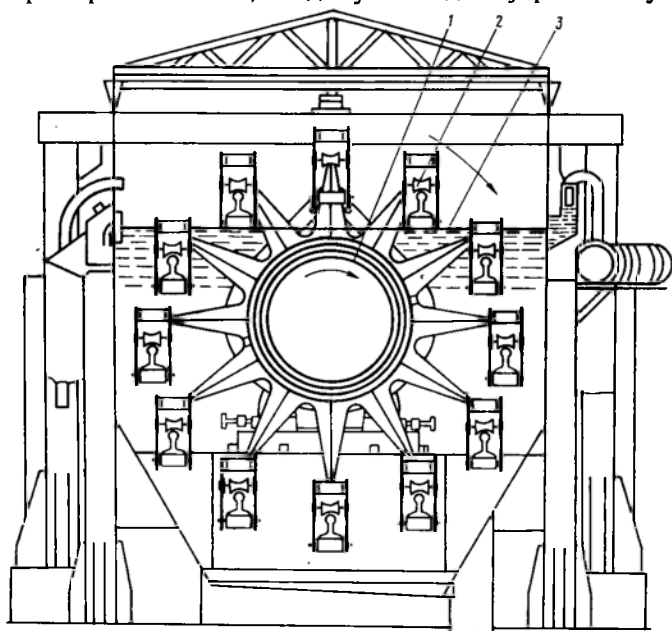


Рис. 88. Поперечный разрез закалочной машины

Поверхностная закалка рельсов с индукционным нагревом

Метод заключается в нагреве головки рельса в индукторе на определенную глубину и охлаждении водо-воздушной смесью.

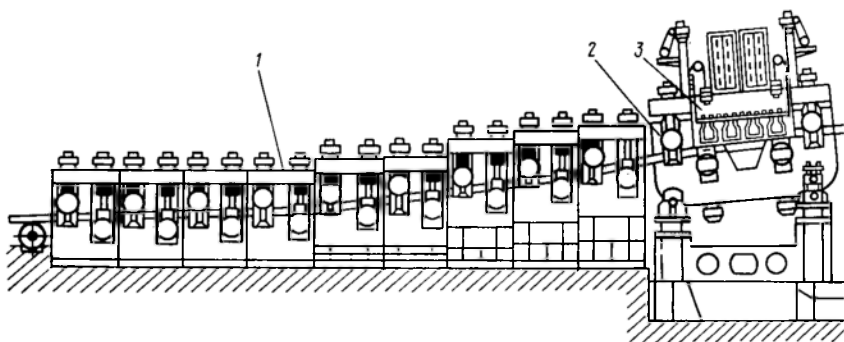


Рис. 89. Технологическая схема опытно-промышленного

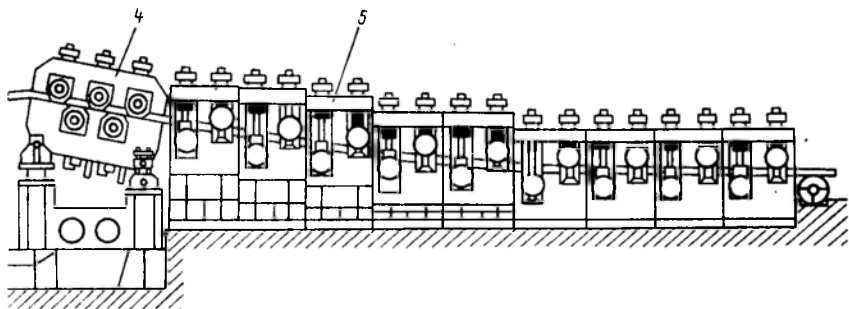
Такое охлаждение приводит к превращению переохлажденного аустенита в перлитной области с образованием тонкопластинчатого сорбита закалики.

Термическую обработку рельсов осуществляют в опытно-промышленном агрегате, принципиальная технологическая схема которого приведена на рис. 89.

Для предотвращения искривления рельса при нагреве и охлаждении рельсы закаливают в упругоизогнутом состоянии непрерывно-последовательным способом. Процесс закалики осуществляют следующим образом: перемещаемый со скоростью 26—29 мм/с рельс, предварительно соединенный с помощью накладок в непрерывную нить, изгибают в секциях предварительного изгиба 1 и закалочной секции 2 головкой наружу, нагревают в индукторе 3, питаемом от машинного генератора мощностью 1500 кВт и частотой 2,5 кГц до температуры 980—1020 °С в течение 120—130 с. Повышенная температура нагрева необходима для получения требуемой глубины прогрева, составляющей 20—25 мм. Рельс подстуживают на воздухе до 860—900 °С в течение 30—40 с, затем охлаждают водо-воздушной смесью до температуры 350—400 °С в течение 70—75 с и осуществляют самоотпуск в течение 90 с. Температура самоотпуска достигает 430—480 °С. После этого в секции сохранения кривизны 4 осуществляют окончательное охлаждение рельса водой и передачу его через секции выдачи 5 на рольганг.

Твердость после термической обработки *HV* 352—375. Микроструктура закаленного слоя — тонкопластинчатый сорбит закалики, переходящий в исходный грубопластинчатый перлит.

Рельсы после обработки имеют минимальное общее искривление, при этом искривление концов практически отсутствует, в результате чего отпадает необходимость правки. Длина закаленного рельса уменьшается на 2—4 мм, не выходя тем самым из допуска ГОСТа (± 6 мм на длине 25 м). К достоинствам метода термической обработки следует отнести и наличие на поверхности головки рельса сжимающих остаточных напряжений, повышающих контактно-усталостную прочность.



агрегата для термической обработки рельсов

Поверхностная закалка рельсов с объемного печного нагрева

Метод заключается в нагреве в печи и прерывистом охлаждении в воде. Такое охлаждение приводит к превращению аустенита в различных областях с образованием сорбита отпуска, верхнего бейнита и сорбита заковки.

Процесс заковки осуществляют следующим образом: рельсы, охлажденные после прокатки до 500—300 °С, пакетами по 8—10 шт. нагревают под заковку в проходной печи с роликовым подом до температуры 820—850 °С в течение 30—45 мин, кантуют

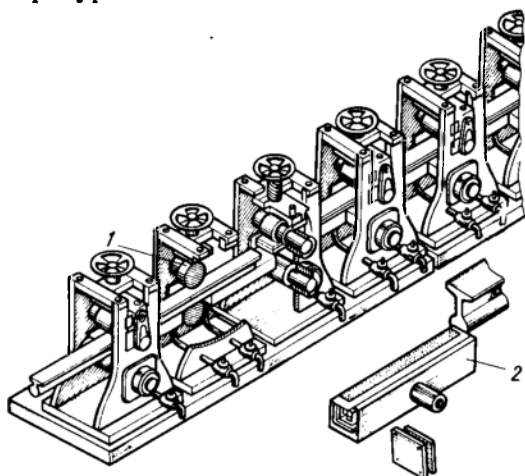


Рис. 90. Агрегат для поверхностной заковки рельсов с объемного печного нагрева

в положение головкой вниз и задают в заковочный агрегат (рис. 90), состоящий из роликовых клеток 1, между которыми установлены струйные охлаждающие устройства 2. При движении рельса со скоростью 0,65—0,78 м/с головка охлаждается водой, нагретой до 35—50 °С, при этом глубина погружения головки в воду составляет 40—50 мм. Вместе с тем концы рельсов, имеющие прогиб вниз, погружаются в слой воды на 10—12 мм глубже, в результате чего их твердость оказывается выше. После выхода из агрегата осуществляют самоотпуск головки при 450—500 °С и для предотвращения искривления рельса «выпуклостью на головку» из-за разницы температур в головке и шейке рельс изгибают в противоположную сторону в гибочной машине с поддержкой в изогнутом состоянии в течение 5—10 с, охлаждают на холодильнике и правят на роликоправильной машине. Твердость после термической обработки *НВ* 341—375, на концах она составляет до *НВ* 401.

Микроструктура закаленного слоя неоднородна: на глубине 3—5 мм от поверхности катания сорбит отпуска; на глубине 5—

8 мм отпущенный бейнит; на глубине 8—10 мм сорбит закалки, переходящий в тонкопластинчатый перлит. Наличие слоя бейнита отпуски, имеющего более низкую твердость, приводит к «провалу» твердости, а следовательно, способствует ускоренному развитию трещин в рельсах при эксплуатации.

Другим недостатком метода является повышенное искривление концов рельсов в вертикальной плоскости вниз, которое не устраняется правкой. Указанные недостатки могут быть устранены за счет усовершенствования охлаждающих устройств.

Контроль качества термической обработки

Для контроля качества термической обработки проверяют твердость на поверхности катания. Замер твердости проводят в трех точках по длине рельса — с двух сторон на расстоянии 150 мм от торцов и посередине. Твердость должна быть в пределах *НВ* 331—388. Колебания в значениях твердости по длине рельса не должны превышать *НВ* 30. Твердость по глубине закаленного слоя головки определяют на поперечных темплатах рельса, отбираемых от плавки или партии. В зависимости от метода термической обработки глубина закаленного слоя с твердостью не менее *НВ* 300 должна составлять 10—16 мм.

Микроструктуру проверяют на одном из рельсов каждой пятой плавки или партии. Она должна представлять собой однородный сорбит закалки.

Механические свойства определяют по ГОСТ 1497—73 испытанием на растяжение двух цилиндрических образцов диаметром 6 мм и длиной 60 мм, выточенных из верхних углов головки рельса каждой десятой плавки или партии.

Ударную вязкость проверяют по ГОСТ 9454—78 на двух образцах типа I, вырезанных из закаленного слоя головного рельса каждой партии или плавки.

Хрупкую прочность рельсов определяют испытанием на удар под копром пробы, отрезанной от головного рельса каждой плавки или двух партий.

Пробу предварительно охлаждают до -60°C и подвергают однократному удару бабой массой 1000 кг, падающей с высоты 3 м (для рельсов Р50) или 4,2 м (для рельсов Р65). Рельсы считают годными, если не имеют следов разрушения.

Остаточные напряжения контролируют на пробе, вырезанной на расстоянии не менее 1,5 м от торца, в которой в середине шейки надрезается паз шириной 5—7 мм. О величине напряжений судят по расхождению кромок паза путем замера высоты пробы у надрезанного торца, до и после надреза.

РЕКОМЕНДАТЕЛЬНЫЙ БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

Производство и термическая обработка железнодорожных рельсов: Под ред. Лемпицкого В. В. и Казарновского Д. С. М.: Металлургия, 1972. 272 с.

Термически упрочненные рельсы: Под ред. Золотарского А. Ф. М.: Транспорт, 1976. 264 с.

Шур Е. А. — В кн.: Металловедение и термическая обработка стали: Справочник. Т. 3. М.: Металлургия, 1983, с. 113—136.

Глава XIII

УПРОЧНЯЮЩАЯ ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ПРОКАТА

В настоящее время показана эффективность использования упрочняющей термической обработки для таких массовых видов сортового проката, как стержневая арматура, фасонные профили общего и отраслевого назначения, стальные катаные мелющие шары, прокат для буровых штанг, а также для некоторых других видов проката (лист, железнодорожные рельсы и колеса, трубы).

Применение упрочняющей термической обработки позволяет снизить на 10—55 % расход металлопроката в народном хозяйстве, улучшить служебные характеристики (хладостойкость, усталостную прочность и др.), а также экономить легирующие элементы.

Упрочняющая термическая обработка железнодорожных рельсов, колес, листа и труб изложена в гл. XI, XII, XIV и XV.

1. Технология термической обработки стержневой арматуры

Стержневая арматура, используемая в железобетонных конструкциях, является основным элементом, воспринимающим растягивающие нагрузки, обеспечивая тем самым прочность и надежность конструкций. Важным фактором, обеспечивающим совместную работу арматуры с бетоном, является их сцепление, увеличение которого достигается использованием стержней периодического профиля.

При изготовлении железобетонных конструкций широко применяют предварительное натяжение арматуры, благодаря чему ограничивается ширина трещин в бетоне, а также повышается жесткость и выносливость конструкций.

По условиям эксплуатации арматурная сталь периодического профиля должна обладать определенным уровнем механических свойств, обеспечивать надежное сцепление арматуры с бетоном и технологичность переработки профиля при изготовлении железобетонных конструкций (способность к правке, резке, сварке).

В железобетонных конструкциях, работающих в условиях многократно повторяющихся нагрузок — железнодорожные мосты, шпалы, опоры линий передач электроэнергии, фундаменты прессов и т. д. арматурная сталь должна обладать достаточной усталостной прочностью. Наряду с этим она должна обладать достаточной пластичностью, обеспечивающей возможность перераспределения нагрузок.

Кроме того, следует учитывать и другие требования, такие как склонность к коррозионному растрескиванию под напряжением, свариваемость и хладостойкость.

Основной характеристикой арматурной стали служит минимальный предел текучести, по которому назначают расчетные коэффициенты нагружения.

2. Общая характеристика горячекатаных арматурных сталей

Стержневую горячекатаную арматурную сталь в соответствии с ГОСТ 5781—82 подразделяют на шесть классов. Механические свойства этой стали приведены в табл. 21

Всю арматурную сталь, за исключением класса А-1, изготавливают периодического профиля. Для ненапрягаемой стержневой арматуры железобетонных конструкций используют сталь классов А-1, А-II, А-III, а для напрягаемой — сталь классов А-IV и А-V.

Наиболее эффективным способом повышения прочности стали является сочетание оптимального легирования и термической обработки, что позволяет в 2—3 раза повысить характеристики прочности при сохранении пластичности на достаточно высоком уровне.

Основным видом термической обработки арматурной стали является закалка с отпуском (либо самоотпуском).

Т а б л и ц а 21. Механические свойства горячекатаных арматурных сталей

Класс арматурной стали	Марка стали	$\sigma_{0.2}$, МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %	Испытания на изгиб в холодном состоянии
А-1	Ст3кп Ст3пс Ст3сп Ст3Гпс	235	≥ 373	25	$\alpha = 180^\circ$; $c = 0,5d$
А-II	Ст5пс Ст5сп 18Г2С	294	490	19	$\alpha = 180^\circ$; $c = 3d$
Ас-II	10ГТ	294	441	25	$\alpha = 180^\circ$; $c = 1d$
А-III	35ГС 25Г2С	392	596	14	$\alpha = 90^\circ$; $c = 3d$
А-IV	80С 20ХГ2Ц	590	883	6	$\alpha = 45^\circ$; $c = 5d$
А-V	23Х2Г2Т	785	1030	7	$\alpha = 45^\circ$; $c = 5d$
А-VI	20Х2Г2АЮ 20Х2Г2Р	980	1236	6	$\alpha = 45^\circ$; $c = 5d$

П р и м е ч а н и е. Величина ударной вязкости для стали класса Ас-II при температуре -60°C должна быть не менее $0,6 \text{ МДж/м}^2$; c — толщина оправки; d — диаметр стержня; α — угол загиба.

Для термического упрочнения арматурной стали разработаны различные варианты технологии с использованием как специального нагрева, так и тепла прокатного нагрева.

Состав и механические свойства стержневой арматурной стали, упрочненной термической и термомеханической обработкой, регламентированы ГОСТ 10884—81.

В зависимости от механических свойств в соответствии с приведенным стандартом арматурные стали подразделяют на классы: А_т-III, А_т-IV, А_т-V, А_т-VI и А_т-VII. В обозначении классов арматурных стержней с повышенной стойкостью к коррозионному растрескиванию под напряжением добавляется индекс «К», А_т-IVK; свариваемой — индекс «С», А_т-IVC.

Приведем марки стали, используемые для производства арматурных стержней диаметром 10—28 мм в зависимости от класса:

Класс	Марка стали
А _т -IIIc	БСт5сп, БСт5пс
А _т -IVC	25Г2С
А _т -IVK	10ГС2, 20ХГС2, 08Г2С
А _т -V	20ГС, 10ГС2, 20ГС2, 08Г2С
А _т -VCK	20ХГС2
А _т -VI	20ГС, 20ГС2
А _т -VIK	20ХГС2

3. Технология термической обработки арматурных сталей с использованием специального нагрева

Нагрев под закалку и отпуск стержней осуществляют путем пропуска тока. Электротермическое упрочнение (ЭТУ) арматурных стержней диаметром 10—20 мм и длиной 6—12 м проводят на автоматической установке, состоящей из нагревательного, закалочного и правильно-отпускного устройств.

Электротермическое упрочнение позволяет из арматурной горячекатаной стали Ст5 класса А-II получать арматуру класса А_т-IV, а из стали 35ГС класса А-III получать арматуру классов А_т-V и А_т-VI. Оптимальная температура закалки стержней из стали марки Ст5 при скорости нагрева 10 °С/с составляет 920—950 °С. Наиболее благоприятное сочетание прочности и пластичности для стержней диаметром 16—18 мм достигают отпуском при 350—380 °С. Для стержней из стали 35ГС оптимальная температура закалки 880—920 °С, а электроотпуска 360—450 °С.

Нагрев под отпуск совмещают и с другими операциями, выполняемыми при армировании железобетона — высадкой анкерных головок и натяжением стержней.

Электротермическое упрочнение арматурных сталей получило распространение на заводах железобетонных конструкций.

Основной недостаток термического упрочнения арматурных стержней с отдельного нагрева заключается в том, что он требует больших энергозатрат. Производительность установок мала и повысить ее практически не представляется возможным.

4. Технология термической обработки арматурной стали с использованием тепла прокатного нагрева

Термическое упрочнение с прокатного нагрева по сравнению с упрочнением с отдельного нагрева имеет ряд технических и экономических преимуществ. Технические преимущества заключаются в возможности использования для упрочнения изделий нагрева под прокатку, в меньшей длительности процесса, в получении более чистой от окалины поверхности и в возможности осуществления высокотемпературной термомеханической обработки, значительно повышающей механические свойства стали.

Экономические преимущества заключаются в отсутствии дополнительных расходов электроэнергии или топлива, в резком снижении потребности в обслуживающем персонале и сокращении внутризаводских транспортных расходов.

Исследования, проведенные в ИЧМ и ДМетИ по термическому упрочнению стержневой арматуры под руководством акад. АН УССР К. Ф. Стародубова позволили совместно с работниками Криворожского металлургического комбината разработать технологию термического упрочнения арматуры с использованием тепла прокатного нагрева непосредственно в линии непрерывного прокатного стана. Разработанная технология впервые в мировой практике была освоена в 1967 г. на Криворожском металлургическом комбинате. В настоящее время технология термического упрочнения арматуры внедрена также на Череповецком и Западно-Сибирском металлургических комбинатах.

Термическое упрочнение движущихся со скоростью 12—17 м/с арматурных стержней осуществляют по схеме прерывистого охлаждения от температур конца прокатки 1080—1040 °С до температуры самоотпуска 300—600 °С, устанавливаемой в соответствии с требуемым классом прочности. За температуру самоотпуска обычно принимают среднемассовую температуру. Охлаждение стержней проводят движущимся потоком воды, подаваемой под давлением в охлаждающие устройства. Повышенное давление повышает температуру кипения воды и препятствует образованию паровой рубашки, благодаря чему увеличивается скорость и равномерность охлаждения. Одновременно поток воды обеспечивает перемещение (гидротранспортирование) стержней от чистовой клетки стана к холодильнику. Перемещение стержней происходит благодаря усилию, возникающему в результате сцепления движущегося потока воды с поверхностью поперечных выступов профиля стержня.

Устройство для охлаждения и гидротранспортирования стержней, представленное на рис. 91, состоит из приемной воронки 1, корпуса форсунки 2 для подачи воды под избыточным статическим давлением, камеры охлаждения 4. Выходной конец приемной воронки, расположенный в камере охлаждения, образует сопло 3, ось которого параллельна направлению движения стержня 5.

Упрочнение стержней диаметром 14 мм на классы прочности А_Т-IV, А_Т-V, А_Т-VI проводят при охлаждении в секциях обеих ниток 1, 2, 3, 5 и 6, 7, 9, 10, а на класс А_Т-III в секциях 4, 5.

Температуру самоотпуска стержней контролируют с помощью прибора VII, работающего по принципу измерения магнитного насыщения ферромагнитных тел.

Тонкое регулирование уровня свойств арматурной стали в пределах одного класса осуществляют изменением давления воды и ее расхода в блоке окончательного охлаждения.

Таким образом, термомеханическое упрочнение является не только эффективным способом получения высокопрочных арматурных стержней из низколегированных марок стали, но и эффективным способом повышения прочности стержней из углеродистой стали до уровня прочности стержней из низколегированной стали в горячекатаном состоянии. Термическое упрочнение арматурных стержней из углеродистой стали обыкновенного качества марки Ст5 на класс А_Т-IIIС позволяет заменить низколегированную горячекатаную арматурную сталь марки 35ГС класса А-III.

Механические свойства стержневой арматурной стали после термомеханической или термической обработки должны отвечать требованиям ГОСТ 10884—81, приведенным в табл. 22.

С учетом того, что термомеханически упрочненная арматурная сталь склонна к существенному разупрочнению при температурах контактного электронагрева, используемого для ее натяжения,

Т а б л и ц а 22. Механические свойства термомеханически и термически упрочненной стержневой арматурной стали

Класс арматурных стержней	Температура электронагрева, °С (не менее)	Номинальные диаметры стержней, мм	Механические свойства			Испытание на изгиб в холодном состоянии	Диаметр оправки, мм
			$\sigma_{\text{в}}$, МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	δ_5 , %		
			не менее				
A _T -III	—	10—14 16—40	590 590	440	15 14	90°	3d
A _T -IV	350	10—14 16—40	785 785	590	10 9	45°	5d
A _T -V	400	10—14 16—32	980 980	785	8 7	45°	5d
A _T -VI	450	10—14 16—32	1230 1180	980	7 6	45°	5d
A _T -VII	450	10—14 16—28	1420 1370	1180	6 5	45°	5d

П р и м е ч а н и е. d — диаметр стержня.

стандартом предусмотрено установление класса прочности по временному сопротивлению и условному пределу текучести до и после электроконтактного нагрева до соответствующих температур.

Качество термомеханически упрочненной арматурной стали контролируют с помощью неразрушающего электромагнитного метода. Контроль класса прочности стали проводят на электромагнитном дефектоскопе путем сравнения свойств со свойствами эталонных образцов. Большое количество таких образцов позволяет оперативно контролировать процесс термомеханического упрочнения и корректировать его при изменении химического состава плавки стали или колебаний параметров упрочнения (давление, расход и температура охлаждающей воды, длительность охлаждения).

5. Технология термического упрочнения фасонных профилей проката

Термическое упрочнение выполняют путем интенсивного охлаждения проката от температур выше $A_{с3}$. Его можно выполнять как с отдельного (повторного) нагрева, так и с прокатного нагрева непосредственно после деформации металла.

Термическое упрочнение с отдельного нагрева повышает прочностные свойства и ударную вязкость стали. Для фасонных профилей (уголок, швеллеры, двутавровая балка и др.) из низкоуглеродистых и низколегированных сталей рекомендованы следующие режимы: температура нагрева при закалке 900—1000 °C; скорость охлаждения при закалке не менее 150 °C/с, температура отпуска 500—650 °C. При закалке используют охлаждение в спрей-ерных устройствах со скоростью истечения воды из отверстий спрейера до 27 м/с или турбулентный поток воды в устройствах камерного типа. В результате закалки формируются структуры мартенситного типа с небольшим количеством игольчатого феррита, после отпуска — структуры сорбитного типа.

Такая обработка позволяет повысить предел текучести низкоуглеродистых и низколегированных сталей (СтЗсп, СтЗГпс, Ст5сп, 09Г2, 09Г2Д) до 470—600 МПа при относительном удлинении не менее 16—17 %. При этом обеспечивается высокая ударная вязкость, значения которой даже при низких температурах ($-70 \div -80$ °C) составляют 0,6—1,5 МДж/м².

При термическом упрочнении с прокатного нагрева создаются условия для реализации эффекта высокотемпературной термомеханической обработки. Упрочнение выполняют по схеме прерванной закалки с последующим самоотпуском. Прокат с температурой окончания прокатки 1050—1100 °C охлаждают в потоке воды, подаваемой в камеру охлаждения через нагнетающую форсунку и движущейся со скоростью 15—25 м/с. Время охлаждения выбирают так, чтобы после прекращения интенсивного охлажде-

ния и разогрева поверхности проката за счет тепла внутренних слоев среднemasсовая температура составляла 680—650 °С.

После такой обработки на фасонном (угловом) профиле из стали СтЗпс получены следующие свойства: временное сопротивление на растяжение 500—640 МПа, предел текучести 400—570 МПа, относительное удлинение 20—30 %, ударная вязкость 0,8—2,25 МДж/м². Высокие значения ударной вязкости сохраняются и при отрицательных температурах, что позволяет использовать термически упрочненный фасонный прокат из низкоуглеродистых и низколегированных сталей в ответственных строительных конструкциях, в том числе и при расчетных температурах до —65 °С.

6. Технология термомеханического упрочнения проката для буровых штанг

Буровой инструмент работает в условиях ударно-циклического нагружения, приводящего к усталостному разрушению под действием напряжений растяжения — сжатия.

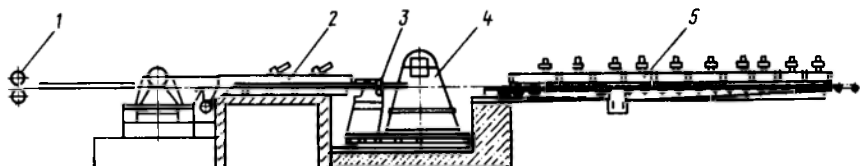


Рис. 93. Схема опытно-промышленной установки в потоке стана 320 для ускоренного охлаждения проката для буровых штанг

Эксплуатационная стойкость инструмента определяется уровнем ограниченной долговечности стали. Для изготовления бурового инструмента применяют круглую или шестигранную горячекатаную сталь марок У7, 55С2, 28ХГНЗМ, 40Х2АФЕ, поставляемую в штангах длиной 6 м. Исследования, проведенные в Московском институте стали и сплавов по термомеханической обработке стали для бурового инструмента под руководством М. Л. Бернштейна и В. А. Займовского совместно с работниками металлургического завода им. А. К. Серова позволили разработать технологию термомеханической обработки стали 55С2 для высокопрочного бурового инструмента по схеме ВТМизО с распадом горячедеформированного аустенита в перлитной области. Разработанную технологию освоили при изготовлении буровых штанг шестигранного профиля диаметром 25 мм на опытно-промышленной установке для ускоренного охлаждения, установленной в потоке мелкосортного стана 320 (рис. 93).

Термомеханическую обработку проката для буровых штанг осуществляют следующим образом. После выхода из чистовой клетки стана 1 движущийся со скоростью 4,5 м/с раскат от температуры конца прокатки 900—950 °С охлаждается струями воды до 800—850 °С в блоке предварительного охлаждения 2, выпол-

ненном в виде открытого желоба, с помощью приводных роликов 3 раскат поступает на летучие ножницы 4 для порезки на штанги. Затем штанги, перемещаясь по рольгангу стана с установленным на нем блоком охлаждения из 10 спрейерных секций 5, охлаждаются водо-воздушной смесью до 600—650 °С. Окончательное охлаждение штанг проводят на холодильнике стана.

Ускоренное охлаждение стали 55С2 обеспечивает получение по всему сечению штанги трооститной структуры, в то время как горячекатаная сталь имеет структуру грубопластинчатого перлита и избыточного феррита. По сравнению с горячекатаным состоянием (ГК) сталь после термомеханического упрочнения (ТУ) имеет следующие механические свойства:

Свойства	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	КСУ, МДж/м ²
ГК	480	760	24	51	0,38
ТУ	830	1160	16	51	0,83

Производственные испытания термомеханически упрочненных буровых штанг показали, что их эксплуатационная стойкость возросла в 1,9—3,2 раза по сравнению со стойкостью штанг из горячекатаной стали серийного выпуска.

7. Технология термической обработки стальных канатных помольных шаров

Основными потребителями стальных канатных помольных шаров являются горнообогатительные комбинаты черной и цветной металлургии, на которых их используют для измельчения руд в шаровых мельницах. Для трудноизмельчающихся руд расход шаров на 1 т железной руды достигает 3 кг. Между тем, их стоимость составляет 30—35 % всех затрат на измельчение.

В настоящее время на металлургических заводах стальные шары диаметром 40—125 мм изготавливают на высокопроизводительных станах поперечно-винтовой прокатки. По условиям эксплуатации шары должны обладать высокой стойкостью против износа и разрушения под действием ударных нагрузок, а также способностью сохранять сферическую форму в течение продолжительного периода эксплуатации.

ГОСТ 7524—83 предусматривает изготовление шаров из углеродистой и низколегированной стали. При этом стали, идущие на изготовление шаров, делят на две группы: сталь марки Ш1 (0,35—0,64 % С, 0,5—0,8 % Мп) и сталь марки Ш2 (0,65—0,8 % С, 0,5—0,7 % Мп). Твердость шаров диаметром 40—80 мм должна быть не менее НВ 400, шаров диаметром 90—110 и 120—125 мм — не менее НВ 350 и НВ 300 соответственно.

Получение необходимой твердости на поверхности мелющих шаров достигается путем закалки непосредственно за прокатной клетью в механизированном закалочном баке с водой. Охлаждение проводят с таким расчетом, чтобы оставшееся в сердцевине шара тепло оказалось достаточным для осуществления самоотпуска закаленных поверхностных слоев.

Термическое упрочнение шаров проводят следующим образом.

Шары после прокатки по наклонному желобу и сортирующей решетке с температуры 900—1050 °С поступают в бак с водой, в нижней части которого установлен наклонный ковшевый конвейер, предназначенный для выдачи шаров из бака на раскатный желоб. В зависимости от диаметра шаров и скорости движения конвейера в каждом ковше может скапливаться до пяти и более шаров, что

не позволяет осуществить их охлаждение до требуемой температуры самоотпуска.

На ряде заводов необходимая длительность охлаждения шаров поддерживается дополнительными струйными устройствами. Шары диаметром 60—125 мм охлаждают в баке с водой в течение 10 с, а затем струями воды в течение 23—45 с в зависимости от диаметра, с включением различного количества спрейеров, установленных на конвейере. С конвейера шары по раскатному желобу направляют в бункеры-накопители, где и происходит самоотпуск. Температура самоотпуска в зависимости от марки стали и диаметра шара составляет 350—550 °С.

Основным недостатком такого технологического процесса термического упрочнения является невысокая скорость охлаждения и неравномерное охлаждение поверхности, вызванное неорганизованным отводом пара и приводящее к получению низкого уровня и значительной неравномерности твердости поверхности, ответственных за износостойкость и возникновение напряжений первого рода, снижающих устойчивость против удара.

Разброс твердости на поверхности одного шара достигает НВ 200 и более. Толщина же упрочненного слоя с твердостью более НВ 400 составляет 1—5 мм. Такие шары в процессе эксплуатации утрачивают свою сферическую форму при незначительном износе или раскалываются. Для получения одинаковых механических свойств на поверхности термически упрочненных шаров разработан ряд устройств барабанного типа, позволивших повысить скорость и улучшить равномерность охлаждения. Шары с температуры конца прокатки попадают в барабан с горизонтальной осью вращения, помещенный в бак, заполненный водой, или воду подают струями из сопел коллектора, размещенного внутри барабана. Перемещение шаров осуществляется по шнековым направляющим внутри барабана. Длительность охлаждения регулируют скоростью вращения барабана.

Использование агрегата барабанного типа по сравнению с закалочным баком позволило увеличить скорость охлаждения шаров диаметром 60—80 мм в 1,5—1,7 раза, при этом твердость шаров из стали с 0,46 % С, 0,62 % Мп и 0,3 % Si составляет НВ 480, а разброс значений твердости в пределах одного шара достигает НВ 110. Использование для термической обработки агрегатов барабанного типа хотя и позволяет улучшить свойства шаров, но не обеспечивает их равномерность. К недостаткам такого технологического процесса термического упрочнения следует также отнести сложность и громоздкость закалочного устройства и затруднительность обслуживания клетки стана.

ИЧМ совместно с Коммунарским металлургическим заводом разработана и внедрена в производство высокоэффективная и экономичная технология термического упрочнения шаров с использованием поштучного двухстадийного прерванного охлаждения и последующего самоотпуска. На первой стадии шары с температуры конца прокатки подвергают интенсивному и равномерному охлаждению в потоке воды, движущейся с большой скоростью, при этом длительность стадии охлаждения определяется временем, необходимым для охлаждения поверхности шаров до температуры кипения воды. Дальнейшее охлаждение быстро движущимся потоком воды излишне, поскольку даже охлаждение в спокойной воде обеспечивает отвод тепла, подводимого к поверхности от внутренних слоев за счет теплопроводности. Вторую стадию охлаждения с целью экономии охладителя и снижения остаточных напряжений осуществляют в баке с водой. Длительность этой стадии определяется требуемой температурой самоотпуска.

На рис. 94 приведена схема установки для упрочнения шаров диаметров 40—80 мм в потоке стана.

Упрочнение шаров осуществляется по следующей технологии. Из прокатной клетки стана шары с температуры конца прокатки (900—1100 °С) в темпе прокатки (0,3—0,5 с) направляют в трубчатую охлаждающую камеру длиной 30 м, в которой они потоком воды, подаваемым из нагнетающей форсунки со скоростью 15—30 м/с, движутся со скоростью 2—5 м/с, подвергаясь равномерному и интенсивному охлаждению. После первой стадии охлаждения шары по криволинейному участку камеры поступают в ковши конвейера, находящиеся в баке с водой. Там шары дополнительно охлаждаются, затем поступают на раскатной

желоб и направляются в бункеры-накопители, где и осуществляется самоотпуск шаров.

Для упрочнения шаров диаметром 100—125 мм охлаждающая камера по длине снабжена дополнительно несколькими рядами боковых водоподводящих сопел, расположенных касательно поверхности камеры в плоскости, перпендикулярной направлению движения потока воды и направленных навстречу друг другу. Это позволило придать потоку воды вращательное движение во встречных направлениях и тем самым управлять процессом гидротранспортирования без нарушения охлаждающей способности устройства.

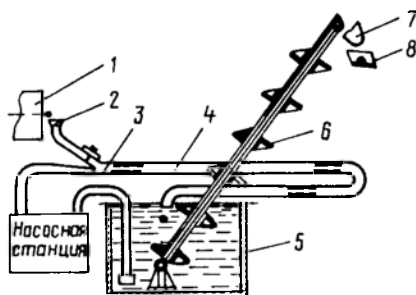


Рис. 94. Схема установки для упрочнения шаров:

1 — прокатная клеть; 2 — приемная воронка; 3 — нагнетающая форсунка; 4 — охлаждающая камера; 5 — бак с водой; 6 — ковшевой конвейер; 7 — распределительный желоб; 8 — бункер-накопитель

Охлаждение шаров потоком воды первоначально в трубчатой камере и затем менее интенсивно в баке с водой позволило значительно повысить уровень твердого поверхностного слоя и по сечению шара за счет более высокой скорости охлаждения.

Шары, обработанные по новой технологии, имеют более высокую твердость. При этом разброс твердости поверхностных слоев шаров снизился с HB 200 до HB 50. Промышленные испытания шаров показали, что срок их службы больше, чем у стандартных. Благодаря равномерной твердости шары сохраняют сферическую форму до 60 % износа и обладают высокой ударостойкостью, в результате чего они не раскалываются.

Существующая в шаропрокатных цехах технология позволяет производить шары не только из углеродистых марок сталей, но и из легированных. Имеются сведения об использовании для изготовления шаров стали ШХ15. Испытания шаров после закалки и отпуска на твердость до HB 550 показали, что их износостойкость в пять—шесть раз превышает износостойкость шаров из низкоуглеродистой стали и на 20—30 % выше, чем шаров из среднеуглеродистой стали, имеющей такую же твердость.

РЕКОМЕНДАТЕЛЬНЫЙ БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

Термическое упрочнение проката/Под ред. Стародубова К. Ф./М.: Металлургия, 1970. 368 с.

Узлов И. Г., Савенков В. Я., Поляков С. Н. Термическая обработка проката. Киев: Техніка, 1981. 159 с.

Глава XIV

ТЕХНОЛОГИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ЛИСТОВОГО ПРОКАТА

1. Назначение, состояние поставки и контроль листового проката

Листовой прокат составляет почти половину от общего количества проката, производимого на металлургических заводах, и потребность в нем постоянно возрастает. Применение прогрессивных

технологических процессов штамповки и сварки взамен литья,ковки и резания обуславливает широкое использование листового проката в различных отраслях машиностроения и в строительстве. В зависимости от толщины листовую сталь условно разделяют на тонколистовую (толщиной 0,2—3,9 мм) и толстолистовую (толщиной 4,0—160 мм). Тонколистовую сталь производят в листах шириной от 500 до 4000 мм и длиной от 1200 до 5000 мм, а также в виде полосы в рулонах шириной от 200 до 2300 мм. Толстолистовую сталь производят в виде листов или широкой полосы.

Листовой прокат используют, как правило, в состоянии поставки, т. е. без дополнительной термической обработки у потребителя и свойства стали в листах, поставляемых с металлургических заводов, в основном сохраняются и в готовых изделиях. Поэтому к листу предъявляют требования по механическим свойствам. В зависимости от категории (группы) поставки нормируют все или некоторые из следующих характеристик: временное сопротивление разрыву, предел текучести, относительное удлинение, ударную вязкость после механического старения и при различных температурах (от +20 до —70 °C).

Преобладающую часть листового проката используют для изготовления изделий методами холодной пластической деформации (штамповкой, гибкой и т. п.), в связи с чем к стали предъявляют требования по штампуемости, характеризуемой глубиной лунки при испытании на вытяжку по Эриксену, и способностью выдерживать испытание на загиб. Перспективными критериями характеристик штампуемости являются коэффициент нормальной пластической анизотропии и показатель упрочнения.

Определение показателей механических свойств путем испытания образцов на растяжение весьма трудоемко, поэтому интенсивно развиваются неразрушающие методы контроля листовой стали. Для контроля пределов текучести, прочности и относительного удлинения применяют магнитные методы, основанные на измерении коэрцитивной силы (феррозондовые коэрцитиметры ФК-1, импульсные магнитные твердомеры и анализаторы ИМТ-1, ИМТ-2, ИМА-2). Величина коэффициента нормальной пластической анизотропии коррелирует с модулем упругости и может быть оценена по измерениям резонансных частот образцов.

В некоторых случаях к листовой стали предъявляют требования по микроструктуре (величине и неравномерности зерна, наличию и распределению структурно-свободного цементита, глубине обезуглероженного слоя).

Принято и нашло отражение в стандартах подразделение стали на категории по уровню механических свойств и видам механических испытаний, и на группы по способности к вытяжке (обозначаемые Г — глубокая, Н — нормальная, ВГ — весьма глубокая, СВ — сложная, ОСВ — особо сложная и ВОСВ — весьма особо сложная).

2. Цели и виды термической обработки

Стандарты на поставку листовой стали представляют заказчику возможность весьма широкого выбора стали как по химическому составу, так и по уровню механических свойств. Требуемые свойства могут существенно отличаться от свойств, получаемых непосредственно после прокатки, и в этом случае возникает необходимость в термической обработке. Такая термическая обработка осуществляется на завершающих стадиях цикла производства листа и является окончательной. Используют также и промежуточную термическую обработку, выполняемую после холодной или горячей прокатки для облегчения последующей холодной деформации.

Рассмотрим основные виды термической обработки, используемые при производстве листового проката.

Рекристаллизационный отжиг — для восстановления пластичности стали после холодной деформации. Такому отжигу подвергают всю тонколистовую холоднокатаную качественную сталь для холодной штамповки. Рекристаллизационный отжиг применяют и на промежуточных стадиях изготовления листа для повышения пластических свойств стали и облегчения ее последующей прокатки.

Отжиг — в основном для горячекатаных листов, свойства которых не соответствуют требованиям стандартов;

Нормализация (иногда с высоким отпускком) — с целью измельчения зерна и повышения его однородности, устранения полосчатости структуры, уменьшения склонности к деформационному старению, улучшения штампуемости.

Закалка и высокий отпуск (улучшение) — для обеспечения требуемых высоких механических свойств.

Режимы термической обработки назначают в соответствии с общими принципами выполнения названных операций с учетом химического состава и исходной структуры стали, требуемых свойств после термической обработки. Конкретные температурно-временные параметры выполнения различных операций должны быть установлены с учетом состава и назначения стали, предварительной обработки, геометрии полосы, массы садки, теплотехнических характеристик нагревательных устройств.

Для термической обработки листового проката используют следующие печи и агрегаты: а) проходные роликовые печи (в основном для нормализации и закалки толстолистовой стали); б) вертикальные (башенные) протяжные печи. Их применяют для непрерывной скоростной термической обработки листовой стали толщиной ≤ 1 мм; в) горизонтальные протяжные печи. Они предназначены для непрерывной термической обработки стали толщиной ≤ 6 мм; г) печи садочного типа (колпаковые, камерные с выдвижным подом). Предназначены для обработки листа в стопах или рулонах.

Термические печи и агрегаты можно располагать как в отдельных термических отделениях, так и непосредственно в потоке прокатных листовых станов (печи и агрегаты непрерывного действия), что позволяет использовать остаточное тепло от прокатного нагрева.

В последние годы интенсивно развиваются новые направления, такие как контролируемая прокатка, термическая обработка с прокатного нагрева. При этом используют устройства для регулируемого охлаждения листа, устанавливаемые в потоке станов на отводящем рольганге или между клетями, либо вне потока станов на обводных секциях рольгангов. Для охлаждения листов используют баки с водой, интенсивно перемешиваемой сжатым воздухом; специальные прессы с зажимом листов между рамами прессы усилием до 1300 кН и охлаждением водой через форсунки, расположенные в углублениях рамы; роликовые закаточные машины.

3. Термическая обработка листового проката из углеродистой стали

Тонколистовая сталь

Термическая обработка холоднокатаного листа регулирует конечную структуру и свойства стали с целью ее разупрочнения и обеспечения наилучшей штампуемости. Для этого используют рекристаллизационный отжиг, реже нормализацию.

Основная часть тонколистовой стали предназначена для холодной штамповки. Для этой цели используют низкоуглеродистые кипящие и спокойные стали. Для предотвращения склонности к старению вводят алюминий, ванадий, титан.

Наилучшая штампуемость обеспечивается при структуре равноосного феррита с размером зерна № 5—7 (для кипящих сталей), либо неравноосного (оладеобразного, сплющенного) феррита (для спокойных сталей) с небольшим количеством мелкозернистого структурно свободного цементита. Спокойная сталь с неравноосным ферритным зерном характеризуется более низкими пределом текучести и отношением σ_T/σ_B , меньшей твердостью и большей глубиной выдавливания (по Эриксену).

У нестарееющих сталей (содержащих алюминий, титан и ванадий) азот и углерод должны быть связаны в стабильные нитриды и карбиды.

Процесс рекристаллизации в кипящих и спокойных сталях имеет свои особенности, что связывают с влиянием на миграцию границ зерен нитридов алюминия или сегрегационных выделений.

Структура и свойства холоднокатаной стали зависят не только от режимов отжига, но и от степени предшествующей холодной деформации, а также от степени обжатия при горячей прокатке,

температуры конца горячей прокатки и смотки полосы в рулон. Для производства подката холоднокатаного листа для глубокой и особо сложной вытяжки рекомендуют следующие режимы:

1. Степень обжатия в последней клетке стана горячей прокатки должна быть выше критической и составлять 15—20 %.

2. Температура конца прокатки (для сталей 08кп, 08пс, 08Ю) должна находиться в пределах 860—920 °С, что соответствует аустенитному состоянию стали и приводит после охлаждения к получению зерна феррита № 7—9 ГОСТ 5639—82.

3. Охлаждение в интервале 750—550 °С после выхода полосы из последней клетки стана горячей прокатки перед смоткой должно быть быстрым, чтобы обеспечить благоприятную форму цементитных включений.

4. Температура смотки полосы в рулон должна составлять 550—650 °С (в зависимости от марки стали). При более высокой температуре смотки ввиду последующего неоднородного и весьма медленного охлаждения листа в рулоне возникает неравномерность зерен феррита, происходит коалесценция перлита и образование грубой сетки цементита.

При холодной прокатке оптимальная величина обжатия составляет 50—60 % для спокойных сталей, для кипящих этот интервал шире.

В общем случае температуру рекристаллизационного отжига назначают в пределах от 640 °С до A_{c1} . При более низкой температуре зерно получается мельче оптимального размера, что ухудшает штампуемость стали. При нагреве выше A_{c1} ввиду частичной перекристаллизации возникает опасность образования крупной и разнотекстурированной структуры, грубой цементитной сетки и участков перлита, а также слипания кромок витков в рулоне. Обычно тонкий листовой металл для глубокой вытяжки отжигают при 640—670 °С, более толстый — выше 670 °С. Так как алюминий замедляет процессы рекристаллизации, спокойные стали отжигают при повышенных температурах (вблизи A_{c1}), что также облегчает образование нитридов и повышение устойчивости к старению.

Большую часть листового металла для глубокой вытяжки отжигают в рулонах в колпаковых печах с принудительной циркуляцией защитной атмосферы.

Отжиг в колпаковых печах. Рулоны собирают в стопы на стенде печи. Между рулонами прокладывают конвекторные кольца. С помощью крана опускают муфель и проводят уплотнение песочного затвора, затем продувают муфель защитным газом для удаления воздуха, включают вентиляторы, устанавливают нагревательный колпак и осуществляют горячую продувку. Защитный газ должен поступать под муфель в течение всего периода обработки. По окончании нагрева и выдержки печь выключают, снимают колпак и переносят его на другой стенд. Садку охлаждают под муфелем при подаче защитного газа до 110—140 °С или до 150—180 °С в зависимости от категории поставки.

В качестве защитной атмосферы используют экзогаз ($\alpha = 0,8-0,9$) с очисткой и осушкой продуктов сжигания (точка росы $-20 \dots -40^\circ\text{C}$). Для легированных сталей с целью предотвращения обезуглероживания добавляют некоторое количество природного газа. В последние годы все чаще используют азотную атмосферу (3—5 % H_2 и 95—97 % N_2) с точкой росы не выше -40°C .

Скорость нагрева. Для повышения однородности распределения температуры по сечению рулонов в колпаковых печах нагрев проводят медленно (со скоростью $10-50^\circ\text{C}/\text{ч}$). Рекомендуется также ступенчатый нагрев с выдержкой при 550°C в течение 10—19 ч соответственно для рулонов с массой 11—13 т.

Показано, что повышение скорости нагрева может служить определенным резервом интенсификации весьма длительного процесса отжига, при этом скорость нагрева до 550°C можно не регламентировать, а при более высоких температурах допустимым является нагрев со скоростью $180-250^\circ\text{C}/\text{ч}$ для кипящих и $100-150^\circ\text{C}/\text{ч}$ для спокойных сталей. Дальнейшее повышение скорости нагрева приводит к снижению пластичности стали.

Температура нагрева. Для кипящих сталей назначают температуру в пределах $680-700^\circ\text{C}$, для спокойных — в пределах $700-720^\circ\text{C}$.

Время нагрева и выдержки. Для сталей продолжительность нагрева и выдержки назначают из условия получения допустимого перепада температуры по сечению рулона. Этот перепад не должен превышать $20-40^\circ\text{C}$ для стали ВОВ, ОСВ, СВ; $40-50^\circ\text{C}$ — для ВГ и Г; $50-70^\circ\text{C}$ — для Г и Н.

В колпаковых печах первичная рекристаллизация стали проходит уже в процессе медленного нагрева садки до температуры отжига. Собирательная рекристаллизация развивается весьма медленно, поэтому удовлетворительную структуру и свойства стали можно получить после кратковременных выдержек при $680-720^\circ\text{C}$. При необходимости уменьшения полосчатости структуры, высоких и однородных пластических свойств длительность отжига увеличивают на 2—12 ч в зависимости от марки и назначения стали. Для спокойных сталей с целью обеспечения их устойчивости к деформационному старению изотермическую выдержку назначают в пределах 5—15 ч для сталей с алюминием и до 20 ч для сталей с ванадием.

Скорость охлаждения. Скорость охлаждения не оказывает существенного влияния на геометрию основных структурных составляющих (феррита и цементита), но влияет на свойства стали в связи с переменной растворимостью и выделением азота и углерода из феррита. Наиболее велики изменения растворимости углерода в интервале $720-400^\circ\text{C}$, азота — в интервале $600-300^\circ\text{C}$. Для предотвращения склонности стали к старению охлаждение в указанных интервалах должно быть медленным со скоростью, не превышающей $40^\circ\text{C}/\text{мин}$.

Типичный график режима отжига рулонов в одностопной колпаковой печи приведен на рис. 95.

Кроме отжига плотно смотанных рулонов, применяют также отжиг распущенных рулонов. Нагрев плотно смотанного рулона происходит в основном за счет теплопередачи в осевом направлении, т. е. от торцев. Это обусловлено тем, что в радиальном направлении ввиду разделения витков воздушными прослойками теплопроводность рулона очень мала. Распушивание рулона, заключающееся в создании зазора между витками, увеличивает передачу тепла конвекцией за счет циркуляции газа между витками. Отжиг

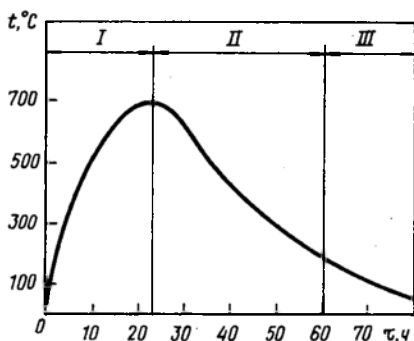


Рис. 95. Типичный режим отжига рулонов из стали 10 в одностопной колпаковой печи:

I — нагрев; II — охлаждение под муфелем; III — охлаждение на воздухе

распущенных рулонов в колпаковых печах позволяет в 2—3 раза сократить время обработки при одновременном повышении стабильности структуры и свойств по длине и ширине полосы. Благодаря возможности прохождения газа между витками становится возможным осуществление термохимической обработки стали, например, обезуглероживающего отжига в контролируемой атмосфере. Распушивание рулонов перед отжигом проводят на специальных установках. Зазоры обеспечи-

вают за счет прокладки между витками при перематке проволоки из жаростойкой стали или шнура из синтетического материала. После отжига распущенные рулоны вновь перематывают на тех же установках в плотные рулоны и направляют на дальнейшую обработку (дрессировку, отделку и др.).

Непрерывный отжиг. Большие технологические преимущества в отношении производительности процесса, качества поверхности и однородности свойств металла создает непрерывный отжиг листового проката в горизонтальных протяжных и вертикальных печах башенного типа с конвекционным нагревом и с нагревом в жидких теплоносителях.

Для ускорения рекристаллизации температуру отжига повышают до 720 °C и выше (иногда до 870 °C). Общая продолжительность цикла нагрева составляет 90—150 с при конвекционном нагреве и 15—20 с при нагреве в жидких теплоносителях. Однако рекристаллизация при быстром нагреве приводит к мелкозернистости феррита, повышению твердости и прочности, ухудшению штампуемости стали. Быстрое охлаждение стали при непрерывном отжиге вызывает повышенное содержание углерода в твердом растворе и обуславливает склонность стали к старению. Выделение углерода из твердого раствора можно достичь при перестарив-

вании, осуществляемом путем нагрева стали до определенной температуры в процессе или после окончания охлаждения стали после отжига.

Графики режимов непрерывного отжига холоднокатаной стали толщиной 0,4—2,0 мм и шириной 900—1550 мм в агрегате с башенными печами представлены на рис. 96.

Для получения достаточно крупнозернистой структуры при непрерывном отжиге рекомендуют использовать сталь с исходным крупным зерном; назначать при холодной прокатке степени обжатия, обеспечивающие интенсивный рост ферритных зерен при рекристаллизации; применять особо низкоуглеродистые стали (0,05—0,06 %) с титаном (0,1 %), не склонные к старению даже при ускоренном охлаждении после отжига без использования перестаривания.

Процессы непрерывного отжига непрерывно совершенствуются и получают все большее распространение для различных сталей, категорий и групп поставки.

В последние годы расширяется область применения горячекатаной листовой стали.

При производстве этой стали рекомендуются те же температурные режимы прокатки, охлаждения и смотки, что и для подката холоднокатаных листов. При необходимости в качестве окончательной термической обработки применяют нормализацию в проходных роликовых печах или отжиг, выполняемый в проходных или садочных печах.

Листы толщиной ≤ 2 мм укладывают в проходные роликовые печи пачками (по 2—3), а толщиной > 2 мм поштучно на подкладочные листы. Время нагрева назначают из расчета 0,8—1,0 мин/мм при двустороннем и 2,0—4,0 мин/мм при одностороннем нагреве. Температура нагрева при нормализации для кипящих и полуспокойных сталей, содержащих менее 0,2 % С, составляет 930—950 °С, при $\geq 0,2$ % С — 910—930 °С; температура нагрева при отжиге этих сталей 840—860 и 820—840 °С соответственно. Для спокойных низкоуглеродистых сталей ($\leq 0,25$ % С) температуру нормализации назначают в пределах 920—940 °С, температуру отжига — в пределах 830—850 °С. Охлаждение при нормализации осуществляют на открытом рольганге (в спокойном воздухе или под вентиляторами), при отжиге используют замедленное охлаждение в футерованных (но не отапливаемых) выходных зонах печей. При термической обработке травленных листов применяют защитные атмосферы.

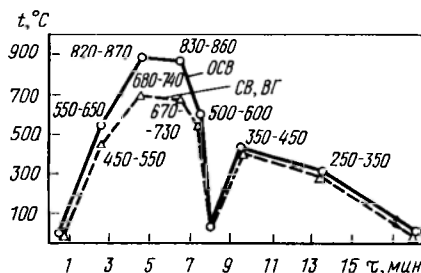


Рис. 96. Графики режимов термической обработки на агрегате непрерывного отжига для получения листа категорий СВ, ВГ (сталь 08Ю, 08пс) и ОСВ (сталь 08Ю)

Толстолистовая сталь

Толстолистовую горячекатаную сталь производят в виде листов, рулонов, полосы с весьма широким диапазоном свойств. В зависимости от назначения и условий обработки у потребителя сталь может быть поставлена как без термической обработки, так и после смягчающей либо упрочняющей термической обработки. Для регулирования механических свойств в качестве окончательной термической обработки используют отжиг, нормализацию (часто с высоким отпуском) и закалку с высоким отпуском.

Термическую обработку проводят в проходных роликовых печах, при этом для травленных полос используют защитные атмосферы.

Нормализацию (с высоким отпуском) применяют для повышения пластичности стали толщиной не более 15 мм, предназначенной для холодной штамповки.

Закалка с высоким отпуском позволяет уменьшить склонность сталей к деформационному и термическому старению и повысить характеристики прочности.

Приведем температуру нормализации и закалки некоторых сталей, °С:

08кп, 10кп, 15кп, 08, 10, 15, 15Г, Ст1, Ст2	920—940
20, 20Г, ВМСт3, Ст3	900—910
25, 30, 30Г, Ст4, Ст5	860—880
35, 40, 45, 45Г	820—840
50, 50Г, 60Г, 65Г, 70, 70Г	780—820

Охлаждение при закалке проводят в закалочных устройствах (прессы, душирующие установки, роликовые закалочные машины).

Отпуск осуществляют в проходных (реже садочных) печах при 600—700 °С. Время нагрева при отпуске в проходных печах определяют из расчета 1,5—4,0 мин/мм, охлаждение — на воздухе или распыленной водой.

4. Термическая обработка листового проката из легированных сталей

Прокат из легированных сталей поставляется тонко- и толстолистовым как без термической обработки, так и в термически обработанном состоянии. В зависимости от требуемых механических свойств готовых листов применяют следующие виды термической обработки: отжиг, нормализацию, нормализацию с высоким отпуском, закалку с высоким отпуском. В последние годы производство термически обработанного и особенно упрочненного проката непрерывно расширяется, что имеет большое народнохозяйственное значение ввиду сокращения удельного расхода стали, увеличения срока службы изделий, надежности и долговечности продукции, что равносильно увеличению объема готовой метал-

лопродукции. В частности, упрочняющая термическая обработка проката из углеродистых и низколегированных сталей является эффективным способом повышения прочности и хладостойкости стали.

Для листов из низколегированных сталей в основном используют нормализацию или закалку с высоким отпуском. Нормализация позволяет повысить в основном ударную вязкость стали; закалка с отпуском в 1,5—1,8 раза повышает характеристики прочности стали при сохранении достаточно высокой пластичности и хладостойкости, снижает склонность к деформационному старению.

Листы из легированных конструкционных сталей подвергают отжигу, отпуску, нормализации или улучшению.

Высоколегированные стали аустенитного и аустенито-ферритного классов закаливают, а ферритного и мартенситного — отжигают или подвергают высокому отпуску.

Термическую обработку (нормализацию, закалку, отпуск) листов толщиной до 50 мм проводят в проходных роликовых печах, более толстых — в печах садочного типа (преимущественно в камерных с выдвижным подом).

Температура нагрева некоторых сталей при различных операциях термической обработки приведена в табл. 23.

Время нагрева и выдержки назначают с учетом теплотехнических характеристик печей, в общем случае для проходных роликовых печей продолжительность нагрева может быть ориентировочно определена из расчета 1,0—2,0 мин/мм для нормализации и закалки, 3,0—6,0 мин/мм для отпуска.

Охлаждение листов при закалке осуществляют в прессах или в роликовых закалочных машинах. Закалочный пресс состоит из двух гребешковых рам, между которыми зажимают лист с усилием около 1300 кН и охлаждается водой через отверстия в полых прижимных рейках рамы. Практика эксплуатации выявила ряд существенных недостатков прессов, в частности невысокую скорость охлаждения, большую неравномерность охлаждения обеих поверхностей листов и др. Более совершенными устройствами для охлаждения толстых листов являются роликовые закалочные машины, где лист зажимают не рейками, а вращающимися роликами и в процессе охлаждения струями воды он перемещается.

В ряде случаев, особенно при использовании садочных печей, листы охлаждают в баках с водой, перемешиваемой воздухом.

Охлаждение при нормализации низколегированных сталей и отпуске проводят на воздухе (на открытом рольганге) или ускоренно (распыленной водой).

Для отжига листов и рулонов чаще используют садочные печи. Охлаждение при отжиге легированных конструкционных сталей проводят в стопах или на рольганге, закрытом футерованным кожухом, со скоростью 30—60 °С/ч приблизительно до 500 °С, далее на воздухе.

Т а б л и ц а 23. Температура нагрева листов из легированных сталей при различных операциях термической обработки

Марка стали	Температура, °С		
	отжига	нормализации (Н), закалки (З)	отпуска
<i>Низколегированные стали</i>			
14ХГС, 17Г1С, 17ГС, 16ГС, 14Г2	—	900—920 (Н)	—
09Г2, 10ХСНД, 10Г2С1Д	—	930—950 (Н, З)	690—710
09Г2С, 09Г2СД, 10Г2С1	—	940—960 (Н, З)	660—690
<i>Легированные конструкционные стали</i>			
38ХА, 30Х, 35Х, 40Х, 45Х	750—800	840—860 (Н)	690—710
20ХГСА, 30ХГСА, 35ХГСА, 25ХГФ	750—800	820—840 (Н)	690—710
<i>Коррозионностойкие, жаростойкие и жаропрочные стали:</i> <i>аустенитный класс</i>			
08Х22Н6Т, 10Х14Г14Н3, 10Х14АГ13, 20Х20Н14Г2	—	1000—1050 (З)	—
20Х13Н4Г9, 10Х14Г14Н4Т, 12Х14Г9АН4, 03Х17Н14М3	—	1050—1080 (З)	—
20Х25Н20С2, 12Х25Н16ТАР	—	1080—1100 (З)	—
10Х23Н18	—	1100—1150 (З)	—
<i>мартенситный класс</i>			
12Х13, 20Х13, 30Х13, 40Х13, 11Х11Н2ВМФ	840—880	—	—
<i>ферритный класс</i>			
14Х17Н2, 08Х13, 12Х17, 08Х17Т, 08Х18Т1, 15Х25Т, 15Х28	—	760—780	—

Для предотвращения обезуглероживания и окисления холоднокатаную и горячекатаную травленную листовую сталь нагревают в защитных атмосферах. После отжига холоднокатаные листы охлаждают в защитной атмосфере до 160—180 °С.

В последние годы на металлургических заводах освоено ускоренный отпуск листов, который проводят в печах с температурой 940—960 °С, а время пребывания листов в печи рассчитывают таким образом, чтобы температура металла на выходе из печи была на 20—30 °С выше температуры при обычном отпуске. Это в 2—3 раза сокращает длительность отпуска.

5. Термическая обработка листового проката из двухфазных (мартенситно-ферритных) сталей

Применение таких сталей позволило получить повышенные характеристики прочности ($\sigma_T = 350—450$ МПа, $\sigma_B = 600—1000$ МПа) при штампуемости на уровне низкоуглеродистых нелегированных

сталей ($\delta = 20\text{--}30\%$, $\sigma_T/\sigma_{11} = 0,5\text{--}0,63$). Эти стали содержат $0,06\text{--}0,13\%$ С; $1\text{--}2\%$ Мп; $0,25\text{--}1,5\%$ Si; $0,5\%$ Cr; $0,1\%$ V или $0,1\text{--}0,4\%$ Mo.

Двухфазную структуру, состоящую из зерен феррита, окруженных участками мартенсита (иногда бейнита) в количестве $5\text{--}15\%$ получают закалкой при нагреве до температур, соответствующих $\alpha + \gamma$ области ($750\text{--}800^\circ\text{C}$) с резким охлаждением со скоростью $10\text{--}200^\circ\text{C}/\text{с}$. Легирующие элементы способствуют повышению устойчивости аустенита и тем самым предотвращают его распад при охлаждении из двухфазной области. Кроме того, кремний способствует повышению временного сопротивления стали и не влияет на ее предел текучести. Наличие феррита служит основной причиной хорошей штампуемости стали.

При изготовлении деталей методом штамповки после деформации проводят кратковременный отпуск при $200\text{--}400^\circ\text{C}$. Отпуск можно совместить с процессом сушки изделий после покраски, что создает большие технологические преимущества. При отпуске развивается деформационное старение, повышающее предел текучести стали.

Термическую обработку двухфазных сталей в колпаковых печах не производят ввиду неизбежного слипания витков рулона при нагреве до высоких температур (соответствующих $\alpha + \gamma$ области) и невозможности осуществления требуемых больших скоростей охлаждения. Для термической обработки используют агрегаты непрерывного отжига. Конкретные температурно-временные параметры термической обработки назначают с учетом фактического состава стали (температур критических точек A_{c1} и A_{c3}) и требуемых свойств. Иногда используют перестаривающий отпуск, что повышает предел текучести стали.

Мартенситно-ферритные стали используют в автомобильной промышленности (для изготовления ободов колес, дверных крепежных и других деталей) и других отраслях машиностроения, когда необходимо уменьшить массу деталей за счет повышения прочности или заменить используемую сталь равнопрочной с лучшей штампуемостью.

6. Термическая обработка листов с прокатного нагрева

Термическая обработка с прокатного нагрева обладает существенными технико-экономическими преимуществами, в частности позволяет использовать тепло прокатного нагрева, улучшить условия и повысить качество правки и резки листов, уменьшить потери металла в окалину. Хотя эта обработка еще не освоена в промышленности выполнены многочисленные исследования, показавшие ее перспективность.

Работами ИЧМ и комбината «Азовсталь» показана возможность осуществления в условиях стана 3600 некоторых видов термиче-

ской обработки (рис. 97) листов из углеродистых и низколегированных сталей. Рассмотрим их.

Нормализация с использованием тепла прокатного нагрева, осуществляемая путем принудительного охлаждения листов после прокатки до 680—600 °С с последующим охлаждением на воздухе до 550 °С и передачей листов к печам для нормализации.

Одинарная термическая обработка, заключающаяся в ускоренном регулируемом охлаждении листов после прокатки до 700—650 °С, что частично предотвращает процессы собирательной рекристаллизации и сохраняет мелкозернистую структуру, тем самым повышает характеристики прочности стали.

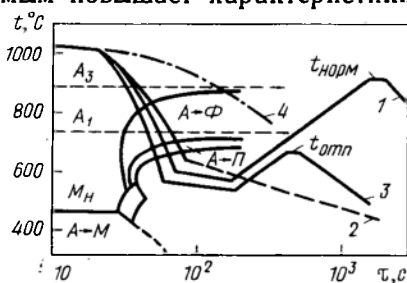


Рис. 97. Способы термической обработки листов из низкоуглеродистой стали с прокатного нагрева (СтЗсп, толщина листов 40 мм):

1 — нормализация с использованием тепла прокатного нагрева; 2, 3 — одинарная и двойная упрочняющие термические обработки; 4 — охлаждение на воздухе

Двойная упрочняющая термическая обработка, выполняемая путем ускоренного охлаждения листов до 600—300 °С с последующим ускоренным отпуском при 620—680 °С в печах, предназначенных для нормализации. Эта обработка позволяет получить после отпуска мелкие зерна феррита с равномерно распределенными тонкодисперсными карбидами, что отвечает наиболее высокому уровню характеристик прочности при хорошей их равномерности по площади листа.

Условием практического осуществления термической обработки в потоке стана является экономичность, надежность и воспроизводимость процесса регулируемого охлаждения листов с прокатного нагрева. В экспериментах на стане 3600 осуществляли двустороннее охлаждение листов. Для охлаждения верхней поверхности листов вода подавалась цилиндрическими струями или сплошной плоской струей из щелевых баков. Нижняя поверхность листов охлаждалась водой через коллекторы с соплами, установленными в промежутках между роликами рольганга.

РЕКОМЕНДАТЕЛЬНЫЙ БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

Бень Т. Г., Ильина Р. В., Кольцова А. П., Будаев В. Г. Экономическая эффективность термического упрочнения проката и труб. М.: Металлургия, 1985. 120 с.

Голованенко С. А., Моисеев Б. А. — В кн.: Металловедение и термическая обработка стали: Справочник. Т. 3. М.: Металлургия, 1983, с. 65—86.

Мелешко В. И., Качайлов А. П., Мазур В. Л. Прогрессивные методы прокатки и отделки листовой стали. М.: Металлургия, 1980. 192 с.

Узлов И. Г., Савенков В. Я., Поляков С. Н. Термическая обработка проката. Киев: Техніка, 1981. 160 с.

Глава XV

ТЕХНОЛОГИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ТРУБ

1. Условия эксплуатации и требования, предъявляемые к сталям для производства труб различного назначения

В отличие от других видов металлопродукции для труб характерны развитая поверхность (наибольшее отношение площади поверхности к массе), наличие внутренней полости, значительный сортимент по геометрическим размерам, способам производства и назначению.

По способу производства трубы подразделяют на литые, бесшовные и сварные. Основной объем производства составляют бесшовные и сварные трубы. По назначению трубы подразделяют: на трубы для нефте- и газодобывающей промышленности, теплоэнергетики, магистральных газо- и нефтепроводов, трубы для производства подшипников, химической промышленности, строительства и т. д.

Условия эксплуатации труб различного назначения позволяют сформулировать основные требования, предъявляемые к материалу для их производства. Так, для труб нефтяного сортамента условия эксплуатации весьма разнообразны: интервал рабочих температур от -60 до $150-200^{\circ}\text{C}$, знакопеременные нагрузки (бурильные и насосно-компрессорные трубы), коррозия под напряжением в среде сероводорода. В этой связи трубы для добычи нефти и газа должны обладать высокой прочностью и пластичностью, сопротивлением усталостному и хрупкому разрушению. Для северных районов требуется высокая хладостойкость металла труб.

Трубы для теплоэнергетики (котлы и паропроводы) работают длительное время (до 100 000 ч) в условиях высоких температур ($540-600^{\circ}\text{C}$) и давлений (25 МПа); требования к сталям для производства таких труб сводятся к высокой длительной прочности и достаточной длительной пластичности.

Материал, используемый для производства труб, работающих в различных химических производствах, должен обладать малой скоростью коррозионного разрушения в различных агрессивных средах и отсутствием склонности к межкристаллитной коррозии. От материала для производства сварных труб требуется хорошая свариваемость. Трубы изготавливают из углеродистой, легированной стали и сплавов. Химический состав определяется соответствующими стандартами (ГОСТ 380—71, 1050—74, 4543—71, 19282—73, 20072—74, 801—78).

2. Особенности термической обработки труб

Вид термической обработки труб определяется способом их производства, составом стали и условиями эксплуатации (назначением). Трубы подвергают отжигу, нормализации с отпускком, закалке и закалке с отпускком.

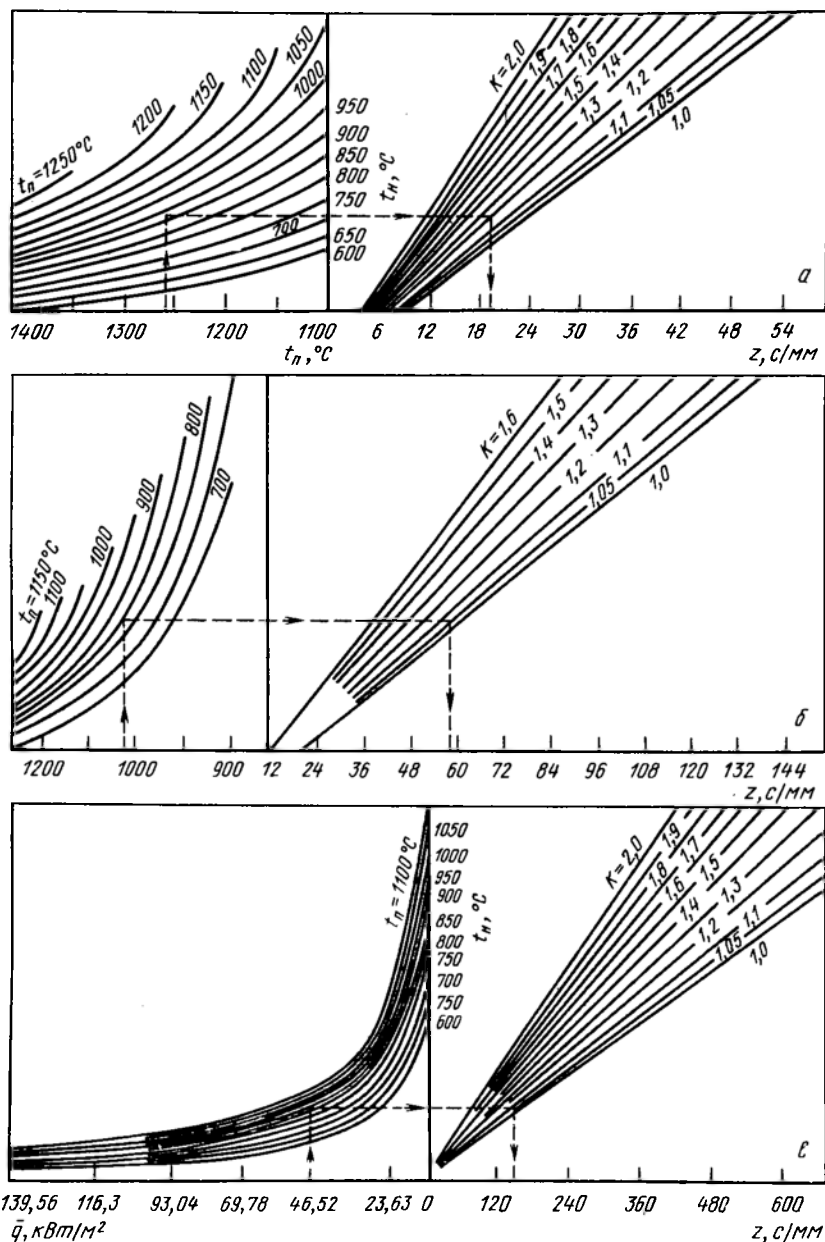


Рис. 98. Номограммы для определения удельной продолжительности нагрева труб (z) в секционных печах (а), в однокамерных проходных печах (б), в роликовых печах и в проходных печах с поперечным движением труб (в)

Цели термической обработки труб:

- 1) обеспечение необходимого комплекса служебных свойств;
- 2) подготовка соответствующей структуры для обработки труб (трубы для производства подшипников);
- 3) выравнивание структуры и свойств металла сварных и литых труб.

Термическая обработка может быть как завершающей в процессе производства труб (бесшовные и сварные трубы), так и промежуточной между операциями деформации (т. н. передельные трубы). И наконец, термическая обработка труб может быть объемной или локальной.

Удельная продолжительность нагрева (τ) труб определяется по номограммам, приведенным на рис. 98, а, б. Зная температуру печи t_n (см. рис. 98, а, б), температуру нагрева труб t_n , размер трубы, выраженный через отношение толщины стенки к диаметру s/D (коэффициент формы трубы K), можно опре-

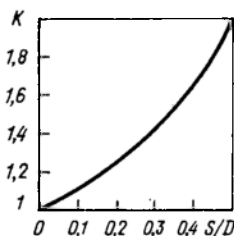


Рис. 99. График для расчета коэффициента формы трубы (K) в зависимости от отношения толщины стенки к диаметру s/D

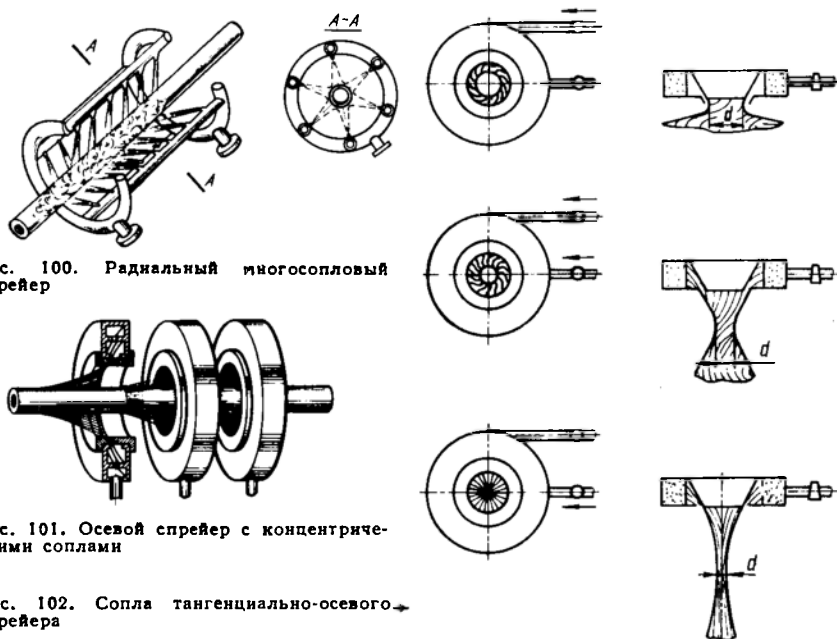


Рис. 100. Радиальный многосопловый спрей

Рис. 101. Осевой спрей с концентрическими соплами

Рис. 102. Сопла тангенциально-осевого спрея

делить удельную продолжительность нагрева. На рис. 99 представлена зависимость коэффициента формы трубы (K) от отношения толщины стенки (s) к диаметру трубы D . Определение удельной продолжительности нагрева в секционных и однокамерных проходных муфельных печах производится по номограммам, представ-

ленным на рис. 98, а, б. При изменении температуры по длине рабочего пространства печи определяют величину среднего теплового потока ($\bar{q}$) по соответствующим номограммам, а затем удельную продолжительность нагрева (рис. 98, в).

Большое значение при термической обработке имеет правильный выбор конструкции охлаждающего устройства. Обеспечение равномерности охлаждения по периметру трубы обеспечивается за счет симметричного и равномерного подвода охлаждающей среды и ее вращением вдоль продольной оси.

Охлаждающие устройства по конструкции сопел, углу встречи охлаждающей струи с охлаждаемой поверхностью подразделяются на радиальные (рис. 100), осевые (рис. 101), тангенциальные и тангенциально-осевые (рис. 102) с цилиндрическими, овальными и прямоугольными соплами.

Наибольшее распространение получили осевые спрейеры с концентрическими щелевыми соплами. Характер охлаждения труб должен определяться на основании знания кинетики распада переохлажденного аустенита в условиях непрерывного охлаждения (термокинетических диаграмм).

3. Технология термической обработки труб для добычи нефти и газа

Используют три вида труб: бурильные, обсадные и насосно-компрессорные. Как уже было отмечено, условия эксплуатации труб нефтяного сортамента весьма разнообразны и материалы для их производства должны обладать достаточно высокой прочностью, пластичностью, сопротивлением хрупкому и усталостному разрушению, хладостойкостью.

От качества труб нефтяного сортамента зависят безаварийная эксплуатация скважин и масса колонны. Замена толстостенных труб более низкой группы прочности на тонкостенные, но более прочные приводит к облегчению массы колонны, а также к возможности осуществления более глубокого бурения. Необходимый комплекс механических и технологических свойств обеспечивается научно-обоснованным выбором состава стали и технологией термической обработки.

Обычно трубы для добычи нефти изготавливают бесшовными диаметром от 33 до 425 мм с толщиной стенки от 3,5 до 16,7 мм.

Приведем механические свойства (не менее) бурильных труб (ГОСТ 631—75):

Группа прочности стали	Д	К	Е	Л	М	Р	Т
σ_B , МПа	637	686	735	784	882	980	990
σ_T , МПа	372	490	539	637	735	882	980
δ_5 , %	16	12	12	12	12	12	12
δ_{10} , %	12	10	10	10	10	10	10
KCV , кДж/м ²	392	392	392	392	392	294	294

Механические свойства (не менее) обсадных и насосно-компрессорных труб (ГОСТ 632—80 для обсадных труб, ГОСТ 633—80 для насосно-компрессорных труб) следующие:

Группа прочности	Д	Е	Л	М	Р	Т *
σ_B , МПа	655	689	758	862	1000	1103
σ_{T1} , МПа	379—552	552—758	655—862	758—965	930—1137	1034—1241
δ_s , %	14,3	13	12,3	10,8 *	9,5	8,5

*1 Нормируется также верхнее значение σ_T .

*2 Группа прочности Т распространяется только на обсадные трубы.

*3 Относительное удлинение (δ_s) для насосно-компрессорных труб не менее 11,3 %.

Трубы группы прочности Е, Л, М с пределом текучести 550—750 МПа получают с использованием термической обработки.

В СССР и за рубежом основным материалом для производства высокопрочных труб нефтяного сортамента является сталь 32Г2 или 32Г2С, которую при необходимости легируют хромом, молибденом, ванадием и другими элементами. Содержание углерода не превышает обычно 0,35, а марганца 1,45, %.

Термическая обработка труб осуществляется в основном на непрерывных линиях. На рис. 103 представлена схема термического отделения на трубопрокатном заводе им. К. Либкнехта.

Процесс осуществляется следующим образом: трубы с помощью мостового крана укладывают на стеллаж 1, дозатор 2 передает их по одной на задающий рольганг 3 для ввода в печь 4 для нагрева под закалку. Из печи труба поступает в струйное охлаждающее устройство 5. При выходе заднего конца трубы из охлаждающего устройства скорость ее перемещения увеличивается с целью образования разрыва во времени между трубами. После закалки переключатель 6 укладывает трубу на задающий рольганг 7 отпускной печи 10. Затем трубы рольгангом 11 подают в стан теплой калибровки 14, откуда по наклонному столу 15 они скатываются к упору 16 и по вводному рольгангу 17 поступают на холодильник 18, при необходимости трубы по рольгангу 13 могут быть переданы к стану холодной правки 19, на стеллаж осмотра 20.

Нормализацию на данном агрегате можно осуществить двумя потоками, причем одновременно: 1) со стеллажа 1 трубы через

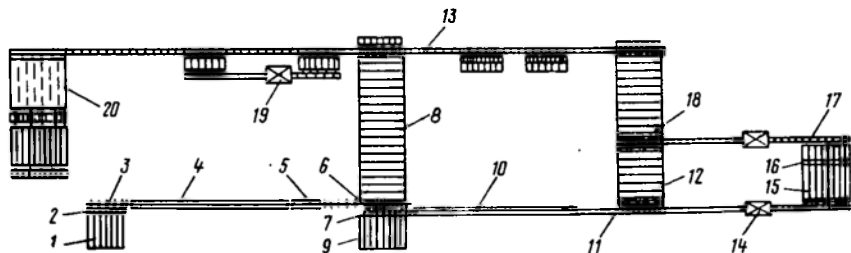


Рис. 103. Схема термического отделения на трубопрокатном заводе им. К. Либкнехта

Т а б л и ц а 24. Температурный интервал нагрева под закалку и отпуск обсадных труб, °С

Группа прочности	Температура нагрева под закалку	Температура нагрева под отпуск	Группа прочности	Температура нагрева под закалку	Температура нагрева под отпуск
<i>Толщина стенки трубы 8—10 мм</i>			<i>Толщина стенки трубы ≥11 мм</i>		
Е	860—890	640—670	Е	880—910	620—650
Л	860—890	600—630	Л	880—910	600—630
М	860—890	570—600	М	880—910	540—570

печь 4 передают на холодильник 8 и правильный стан 19; 2) со стеллажа 9 трубы передают рольгангом 7 в печь 10, откуда они поступают на холодильники 12 и 18, а затем на холодную правку 19. Приведенная технология является в основном типовой, которая определяется видом труб и составом оборудования.

На Таганрогском металлургическом заводе при производстве бурильных труб с утолщенными концами применяют индукционный подогрев утолщенных концов перед нагревом всей трубы под закалку, а также перед отпуском, двустороннее спрейерное охлаждение концов трубы. Причем передний конец охлаждается движущимся вместе с трубой внутренним спрейером, а задний — заливкой воды внутрь наклонными струями наружного спрейера.

В табл. 24 приведены режимы термической обработки обсадных труб с различной толщиной стенки из стали 32Г2 на соответствующую группу прочности.

4. Технология термической обработки труб для магистральных газо- и нефтепроводов

Для термического упрочнения газопроводных спиральношовных труб большого диаметра (820—1220 мм) с толщиной стенки (8—12,5 мм) впервые в мировой практике (по разработкам Укргипромеза и ВНИТИ) на Волжском трубном заводе введена в эксплуатацию поточная линия, включающая две секционные печи и струйные охлаждающие устройства. Принципиальная схема термического отделения практически не отличается от схемы, приведенной на рис. 103. Для производства труб большого диаметра используют стали 17Г2АФ и 17Г1С. Температура нагрева под закалку труб из стали 17Г2АФ составляет 895—925 °С, для стали 17Г1С — 900—940 °С. Охлаждение осуществляется в спрейере с интенсивностью 45 °С/с в интервале температур 800—400 °С. Отпуск труб из стали 17Г2Ф производится в температурном интервале 700—730 °С, из стали 17Г1С в интервале 630—645 °С. В табл. 25 приведены механические свойства труб из стали 17Г2Ф и 17Г1С после термической обработки.

Т а б л и ц а 25. Механические свойства труб

Марка стали	Размер труб $D \times s$, мм	Основной металл					Сварное соединение	
		σ_B , МПа	σ_T , МПа	δ_5 , %	ψ , %	КСУ- σ_0 , МДж/м ²	σ_B , МПа	КСУ- σ_0 , МДж/м ²
17Г1С	820×9	549—764	353—647	14,5— 30,3	36—64	0,39— 0,69	559—735	0,37— 0,40
17Г2Ф	820×9	647—921	442—647	15,0— 30,0	22—58	0,35— 0,74	627—814	0,46— 0,93
17Г1С	1020×9	666—804	411—725	10,0— 30,0	31—68	0,27— 0,72	588—784	0,39— 0,83
17Г2Ф	1020×9	627—931	392—647	14,0— 31,0	30—64	0,24— 0,83	608—833	0,41— 0,88

Трубы нефтяного сортамента подвергают термической обработке на Таганрогском металлургическом заводе, на трубопрокатном Азербайджанском заводе, им. Ленина, Руставском металлургическом заводе, Никопольском южнотрубном заводе, на заводе им. К. Либкнехта.

5. Технология термической обработки труб для теплоэнергетики

Одним из основных требований к материалу для производства труб данного назначения является высокая длительная прочность.

Выбор состава стали и технологии термической обработки определяется назначением труб. В энергетическом машиностроении применяют горячекатаные бесшовные и холоднодеформированные (катаные и тянутые) трубы от 10×2,0 до 465×60 мм, которые изготавливаются из сталей перлитного, ферритного и аустенитного классов. Трубы из стали 20, 15ГС подвергают нормализации, из стали 15ХМ, 12Х1МФ, 15Х1М1Ф — нормализации с отпуском, из стали 12Х18Н12Т — закалке с охлаждением в воде или на воздухе. Длительная прочность будет определяться стабильностью трескоструктурного состояния, полученного после термической обработки в условиях эксплуатации.

Весьма чувствительны к скорости охлаждения при нормализации перлитные хромомолибденовые стали, что связано с процессами дисперсионного твердения при отпуске. Оптимальной скоростью охлаждения труб из этих сталей является скорость в интервале 0,05—0,13 °С/с. Температура аустенитизации под нормализацию должна быть не выше 980—1000 °С и отпуска не ниже 720—730 °С. Температура эксплуатации таких труб должна быть примерно на 100 °С ниже температуры отпуска.

6. Термомеханическая обработка труб

С целью повышения прочности и пластичности проката из конструкционных сталей разработан метод термомеханической обработки (ТМО), совмещающий пластическую деформацию с термической обработкой.

На Азербайджанском трубопрокатном заводе совместно с ВНИТИ завершается комплекс работ по освоению термического оборудования для проведения высокотемпературной термомеханической обработки (ВТМО) труб нефтяного сортамента. На Никопольском южнотрубном заводе совместно с ДМетИ разработан и внедряется способ термомеханического упрочнения холоднодеформированных и горячекатаных труб из низкоуглеродистой стали. Разрабатываемая технология основана на совмещении в едином технологическом комплексе упрочнения и пластической деформации. Такой способ, предусматривающий термическую обработку до и после холодной деформации, получил название термомеханикотермической обработки (ТМТО). В результате такой обработки предел текучести низкоуглеродистой стали повышается от 300 до 600 МПа. Разработаны также методы локальной термомеханической обработки (ЛТМО) сварных соединений труб большого диаметра для магистральных газо- и нефтепроводов.

Высокотемпературная термомеханическая обработка (ВТМО) горячекатаных труб диаметром 114—168 мм осуществляется следующим образом. Между раскатным и калибровочным станами введены закалочные устройства и печь для отпуска труб. После раскатки трубы с обжатием примерно 20 % подвергают закалке в спрейерных установках, совмещенных с оборудованием выходной стороны раскатных станов. Таким образом за очагом деформации начинается одновременное двустороннее (снаружи и внутри) охлаждение трубы в процессе ее интенсивного вращательно-поступательного перемещения.

Механические свойства готовых труб, полученных по такой технологии, будут определяться величиной обжатия и температурой отпуска.

Механико-термическая обработка (МТО) труб — совмещение механической с последующей термической обработкой МТО приводит к значительному улучшению комплекса свойств перлитных сталей для производства пароперегревательных труб.

Предложена следующая технология МТО труб из стали 12Х1МФ. После нормализации и отпуска трубы предготового размера подвергают пластической деформации редуцированием или волочением на 10—15 % при 20 или 500 °С с последующим отжигом с целью получения полигонизованной структуры. Такая обработка приводит к повышению характеристик прочности при некотором снижении пластичности. В табл. 26 приведены данные

по влиянию МТО на время до разрушения и длительная прочность стали 12Х1МФ.

Локальная термомеханическая обработка (ЛТМО) сварных швов труб магистральных газо- и нефтепроводов.

Технология ЛТМО предусматривает нагрев сварного соединения до 950—1060 °С, деформацию шва на 20 % до толщины стенки трубы из основного металла, закалку с определенной скоростью и отпуск с индукционного нагрева при температурах 650—700 °С с кратковременной выдержкой порядка 5 мин. Применение ЛТМО позволяет снизить критическую температуру хрупкости металла шва.

Т а б л и ц а 26. Влияние МТО на время до разрушения и длительную прочность стали 12Х1МФ

Нагрузка, МПа	Время до разрушения, ч	δ , %	ψ , %
15,6	2003/8352	12,0/13,7	64/19,5
17,6	950/2727	25,0/9,0	64/19,5
19,6	425/1643	38,0/13,0	72/31,0
21,6	109/913	22,5/10,0	82/42,0
23,6	51/270	23,5/13,0	78/59,5

П р и м е ч а н и е. Числитель — после нормализации, знаменатель — после МТО.

7. Контроль качества труб

Механические испытания на статическое разрушение при нормальных и пониженных температурах, на изгиб, определение ударной вязкости, твердости проводятся в соответствии с существующими стандартами.

Требования по микроструктуре сводятся к ограничениям размера зерна аустенита в котельных коррозионнотстойких трубах, формы и размера карбидных частиц в горячедеформированных трубах из сталей ШХ15, ШХ15СГ, подвергнутых сфероидизирующему отжигу и глубины обезуглероженного слоя.

Макроструктуру контролируют на протравленных поперечных кольцевых образцах или по излому. В макроструктуре готовых труб не должно быть трещин, флокенов, пузырей и усадочной рыхлости. Трубы из шарикоподшипниковой стали подвергают контролю на загрязненность неметаллическими включениями, карбидной ликвации и карбидной сетки. Трубы из коррозионнотстойких сталей аустенитного класса подвергают контролю на содержание α -фазы. Нарушение сплошности контролируется ультразвуковой дефектоскопией. Гидравлические испытания проводят для труб, работающих под давлением (ГОСТ 3845—75).

РЕКОМЕНДАТЕЛЬНЫЙ БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

Бернштейн М. Л. — В кн.: Металловедение и термическая обработка стали: Справочник. Т. 3. М.: Металлургия, 1983, с. 136—185.

Бень Т. Г., Ильина Р. В., Кольцова А. П., Будаев В. Г. Экономическая эффективность термического упрочнения проката и труб. М.: Металлургия, 1985. 118 с.

Гуляев Г. И., Войцеленок С. Л. Качество электросварных труб. М.: Металлургия, 1978. 256 с.

ТЕХНОЛОГИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ПРОВОЛОКИ

Проволока представляет собой сталь с круглым или фасонным (квадратным, прямоугольным, клиновидным, трапециевидным и др.) сечением размером (диаметром) до 16 мм, поставляемую в мотках (при диаметре до 10 мм) или в бунтах (диаметром более 10 мм). Наиболее распространена круглая проволока. Проволоку изготавливают свыше 7000 типоразмеров.

По назначению различают пружинную, канатную, арматурную, подшипниковую, вязальную, игольную проволоку и др.

По величине диаметра проволоку условно подразделяют на особо толстую — диаметром свыше 8 мм, толстую — 6—8 мм, средней толщины — 1,6—6,0 мм, тонкую — 0,4—1,6 мм, тончайшую — 0,1—0,4 мм, нантончайшую (микронную) — менее 0,1 мм.

Значительную часть проволоки выпускают с защитными антикоррозионными покрытиями: цинком, оловом, кадмием, алюминием, хромом, пластмассами и лаками.

Развивается производство биметаллической проволоки (сталеалюминиевой, сталемедной).

В общем объеме производства проволоки преобладающую долю занимает проволока обыкновенного качества, изготавливаемая из низкоуглеродистых сталей; меньшую — повышенной и высокой прочности из средне- и высокоуглеродистых и легированных сталей.

Для большинства видов проволоки нормируются механические свойства в состоянии поставки. При этом основными контролируемыми характеристиками являются: временное сопротивление на растяжение, число перегибов, число скручиваний, способность выдерживать навивку вокруг стержня определенного диаметра без поломок и растрескивания. Кроме того, к проволоке отдельных групп в зависимости от ее назначения предъявляют дополнительные требования. В частности, тонкую (диаметром до 0,8 мм) канатную проволоку дополнительно испытывают на разрыв с узлом. Подшипниковую проволоку, предназначенную для изготовления деталей подшипников качения, проверяют по излому, микроструктуре, глубине обезуглероженного слоя, макроструктуре (флокенам, остаткам усадочной раковины, пористости, газовым пузырям, трещинам и др.).

Для отдельных видов проволоки стандартами предусмотрены различные классы и категории поставки. Например для пружинной проволоки из углеродистых сталей, применяемой для пружин, навиваемых в холодном состоянии и не подвергаемых закалке (ГОСТ 9389—78), установлены четыре класса (I, II, IIA и III), различающиеся по уровню механических свойств. Канатную проволоку поставляют по высшей и первой категориям.

Ввиду того, что дефекты поверхности служат концентраторами напряжений и очагами разрывов, к проволоке, особенно высокопрочной, предъявляют весьма высокие требования по качеству поверхности. Не допускаются закаты, плены, окалина, ржавчина, а также риски, царапины, раковины и вмятины, превышающие по глубине половину предельно допустимых отклонений по диаметру проволоки.

1. Технологические схемы производства проволоки, цели и виды термической обработки

Проволоку получают главным образом волочением. Исходной заготовкой служит горячекатаный прокат—катанка с размерами 4,7—19 мм. Наиболее часто используют катанку диаметром 6,5 мм. Для изготовления катанки используют стали мартеновской и кислородно-конвертерной выплавки; исследованиями показана перспективность применения сталей электрошлакового и вакуумно-дугового переплавов, металла непрерывной разливки.

Качество катанки должно обеспечивать отсутствие обрывов при волочении и однородность готовой проволоки по механическим свойствам, в связи с чем катанка контролируется по неметаллическим включениям, усадочной рыхлости, раковинам, пузырям, дефектам прокатки (закатам, трещинам, вмятинам и т. д.). Наряду с перечисленными характеристиками весьма важна микроструктура катанки, регулируемая в зависимости от состава стали условиями ее охлаждения после прокатки и последующей термической обработки. На заводах используют охлажденную на воздухе, ускоренно-охлажденную и сорбитизированную катанку. Для сталей с 0,4—0,9 % С оптимальной деформируемостью при волочении, наряду с высокой однородностью структуры и свойств металла, обладает сорбитизированная (патентированная) катанка.

Ускоренно-охлажденную катанку производят путем охлаждения проката водой до среднемассовой температуры 650—680 °С с переохлаждением поверхности ниже температуры начала мартенситного превращения, дальнейшее охлаждение происходит на воздухе в смотанном состоянии, что приводит к неоднородности структуры и свойств по сечению катанки и длине мотка. Структура изменяется от сорбита отпуска в поверхностных слоях до тонкопластинчатого перлита в центре сечения. Для повышения пластичности такую катанку подвергают патентированию.

Все большее применение находит в промышленности сорбитизация катанки с прокатного нагрева без последующего ее патентирования. По деформируемости такая катанка близка к патентированной в солях. Сорбитизация освоена, в частности, на Белорецком металлургическом комбинате. Она осуществляется посредством двухстадийного регулируемого охлаждения проката. На первой стадии выполняют циклическое охлаждение водой до среднемассовой температуры 720—740 °С со средней скоростью 300—400 °С/с. При этом температура поверхности не опускается ниже температуры начала мартенситного превращения (рис. 104). На второй стадии катанка охлаждается воздухом, подаваемым вентиляторами, до температуры 300—400 °С. В результате такой обработки, как показано на сталях 50 и 55, получается однородная структура пластинчатого перлита с межпластиночным расстоянием в пределах 0,13—0,16 мкм и структурно-свободным ферритом в количестве 15—25%.

Для производства игольной проволоки из стали У7А, которая должна иметь в состоянии поставки структуру зернистого перлита, предложена новая перспективная технология, заключающаяся в ускоренном охлаждении катанки перед смоткой в бунт до 500—550 °С, что приводит к распаду аустенита по абнормальному механизму с образованием структуры мелкодисперсного зернистого перлита, с последующим рекристаллизационно-сфероидизирующим отжигом проволоки (диаметром 3,0 мм) по сокращенному режиму (690 °С, 4 ч) для получения требуемой дисперсности зернистого перлита.

Технологический процесс производства проволоки включает чередование операций термической обработки (патентирования, нормализации или отжига), подготовки поверхности металла к волочению, волочения. В зависимости от стали и диаметра проволоки этот цикл выполняют однократно либо повторяют несколько раз. Процесс начинается либо с подготовки поверхности, либо с термической обработки.

Подготовка поверхности катанки включает удаление окалины, которое проводят травлением серной и соляной кислотой, либо механическими способами

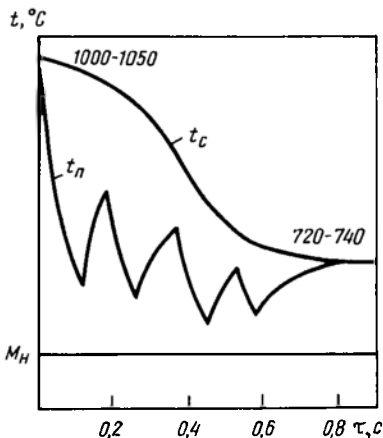


Рис. 104. Изменение температуры поверхности (t_n) и сердцевины (t_c) катанки в процессе первой стадии охлаждения при сорбитизации. Скорость прокатки 50 м/с

(ломкой окалины путем изгиба металла в роликах, обдувкой струей металлической дробь или абразива). Перед волочением на поверхность катанки наносят изолирующий (подсмазочный) слой из материала, обладающего высокой адгезией с материалом катанки и обеспечивающего хороший захват смазки при волочении. Для этого используют буру, фосфаты, жидкое стекло, медь и т. д., а также, в основном для низкоуглеродистых сталей, известкование в известковом растворе с последующей сушкой. Непосредственно перед волочением наносят волочильные смазки (жирные кислоты и мыла на их основе), затем осуществляют волочение в твердосплавных (на основе карбида вольфрама и кобальта) либо алмазных (для тончайшей проволоки) волоках.

Для повышения стойкости против коррозии отдельные виды проволоки производят с защитными покрытиями, которые наносят либо на проволоку окончательного размера, либо на заготовку после ее патентирования.

Завершающими операциями цикла производства проволоки являются испытания, смазка и упаковка.

Современное состояние производства проволоки характеризуется тенденцией к совмещению отдельных технологических операций в единых агрегатах и линиях, что является предпосылкой создания высокомеханизированных и автоматизированных поточных линий и цехов. В частности совмещают операции патентирования и цинкования, патентирования и подготовки поверхности к волочению, отжига и волочения проволоки из низкоуглеродистых сталей.

Термическую обработку при производстве проволоки применяют с целью: а) получения структуры, обеспечивающей способность стали к волочению до заготовки заданного размера; б) получения заданных характеристик прочности и пластичности готовой проволоки.

Основными операциями термической обработки являются рекристаллизационный отжиг, патентирование и закалка с отпуском.

2. Рекристаллизационный отжиг

Это основной вид термической обработки при изготовлении проволоки из низкоуглеродистых сталей. Такой отжиг применяют в качестве промежуточной обработки и для проволоки из высокоуглеродистых сталей, поставляемой со структурой зернистого перлита.

Мотки проволоки отжигают в колпаковых печах с газовым или электрическим обогревом, либо в проходных печах с размещением мотков на движущемся роликовом или ленточном поду. Типичные режимы отжига в колпаковых и проходной печи с роликовым подом приведены в табл. 27, 28.

Т а б л и ц а 27. Режимы отжига мотков проволоки в колпаковых печах

Марка стали	Диаметр проволоки, мм	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	Режим отжига	
			$t_{\text{н}}$, °C	τ , ч
10	0,9—10,0	350—460	700	3
25	0,2—6,0	400—530	700	3
30, 50	0,2—6,0	500—600	700	6
У7—У9	0,2—0,6	600—700	670	4

П р и м е ч а н и е. $t_{\text{н}}$ — температура нагрева.

Т а б л и ц а 28. Режимы отжига мотков в проходной печи с роликовым подом

Марка стали	Режим нагрева		Режим охлаждения (в печи)		Структура
	$t_{\text{н}}$, °C	τ , мин	$t_{\text{о}}$, °C	τ , мин	
У8А	720	60	650	—	ЗП + + ПП
У12А	770	60	690	60	ЗП
65С2ВА	740	60	650	—	ЗП
Р6АМ5	860	180	730	240	СП
	860	180	600	—	СП

П р и м е ч а н и е. $t_{\text{о}}$ — температура охлаждения в печи со скоростью 50 °C/ч; τ — время выдержки при соответствующей температуре; ЗП, ПП и СП — зернистый, пластинчатый и сорбитообразный перлит.

Используют также печи и установки, в которых осуществляется скоростной нагрев и охлаждение проволоки, перемещаемой в виде отдельных нитей. В частности, в протяжных печах одновременно протягиваются 12—48 нитей металла. Температуру рекристаллизационного отжига назначают в пределах 680—730 °С. В связи с пониженной пластичностью металла и склонностью к деформационному старению этот процесс применяют в основном в качестве предварительной обработки проволоки на промежуточных этапах ее производства.

Показана перспективность и имеется опыт промышленного применения отжига проволоки в кипящем слое. Сотрудниками Уральского политехнического института (А. С. Заваров, А. П. Баскаков, С. В. Грачев и др.) установлено, что применение кипящего слоя из корунда с размерами частиц 120—320 мкм, ожимаемого воздухом, сокращает время нагрева в 9—10 раз по сравнению с нагревом в электропечи. Для проволоки из стали 08кп удовлетворительные свойства получены после отжига при температурах 750—950 °С с выдержкой соответственно в течение 10—5 с для проволоки диаметром 1,6 мм, 20—7 с — диаметром 3 мм, 30—10 с — диаметром 4 мм. С повышением температуры время нагрева сокращается в указанных пределах в связи с ускорением рекристаллизации. Излишне длительная выдержка приводит к пересыщению феррита углеродом и фазовой перекристаллизации стали, в результате снижается ее относительное удлинение и увеличивается временное сопротивление на растяжение. Охлаждение после отжига предпочтительно выполнять на воздухе, охлаждение в воде дает повышенные значения временного сопротивления.

Разработаны установки для отжига проволоки с индукционным и электроконтактным нагревом. При использовании индукционного нагрева проволоку в мотках нагревают до 750—830 °С по наружной поверхности мотка и 680—700 °С — по внутренней поверхности в течение 35—60 мин, предпочтительно в газовой защитной атмосфере. Охлаждение до 400 °С ведут замедленно в течение 15—20 мин, далее — до температуры 40—50 °С в масле — в течение 10—15 мин. Замедленное охлаждение подавляет склонность проволоки к деформационному старению в процессе хранения, что весьма важно, например, для сеновязальной проволоки.

Отжиг тончайшей проволоки из низкоуглеродистых сталей (для производства сеток) выполняют с индукционным нагревом на катушках в вакуумированном муфеле.

Сотрудниками ВНИИМетиза (И. Н. Недовизий и др.) предложено совмещать отжиг и волочение стальной проволоки в одной технологической линии. Такую возможность дает применение электроконтактного нагрева. Нагрев проволоки осуществляется в процессе ее перемещения от входного (холодного) до выходного (горячего) контакта. Напряжение подается через однофазный трансформатор. Постоянство заданной температуры нагрева обеспечивается автоматическим управлением напряжением в зависимости от скорости движения проволоки. Для низкоуглеродистых сталей рекомендован отжиг по режиму: температура нагрева 750 °С, скорость нагрева 1000—3000 °С/с, охлаждение до 450—500 °С на воздухе, а затем до 50—20 °С в воде или технологической волоочильной смазке (мыльной эмульсии). Микроструктура характеризуется более мелким зерном феррита (№ 8—9 вместо № 7—8 при печном отжиге), окаймленного строчками перлита. Рекристаллизация в условиях высокоскоростного нагрева изменяет расположение зерен феррита, ориентируя их в направлении деформации. Механические свойства проволоки после отжига равномерны и стабильны во времени. Указывается, что благодаря этому скоростной отжиг обеспечивает высокую способность проволоки к волочению (с обжатиями до 98 %), хотя значения относительного удлинения оказываются пониженными по сравнению с отжигом в печах.

Совмещение отжига и волочения в одной непрерывной технологической линии позволяет ликвидировать продолжительную и трудоемкую операцию отжига проволоки в садочных печах и дорогостоящее травление, сократить межоперационные перевозки металла, высвободить производственные площади за счет ликвидации термоставильных отделений с громоздким дорогостоящим оборудованием, эффективно осуществлять автоматизацию процессов, увеличить выход годного металла, уменьшить расход электроэнергии и вспомогательных материалов.

3. Патентирование

Патентирование широко применяют в производстве стальной проволоки из средне- и высокоуглеродистых и некоторых легированных (70С2ХА, 65Г, 50ХФА и др.) сталей, содержащих 0,35—0,94 % С. Патентирование выполняют путем нагрева стали до аустенитного состояния с последующим охлаждением в средах (солях, свинце, кипящем слое) с температурами, обеспечивающими превращение переохлажденного аустенита в тонкопластинчатый перлит (сорбит) с толщиной пластинок цементита 10—40 нм и феррита 60—200 нм. В микроструктуре патентированной стали не должно быть мартенситных включений и избыточного феррита.

Такая структура позволяет проводить волочение с высокими степенями обжатия и обеспечивает после волочения упрочнение стали с сохранением повышенной пластичности и вязкости.

Патентирование осуществляется при непрерывном движении проволоки через нагревательную печь для аустенизации и патентировочную ванну для превращения аустенита. Особенностью нагрева и охлаждения при патентировании является кратковременность этих процессов, так как их выполняют на проволоке, размотанной в нить. В связи с этим температурные режимы нагрева и охлаждения назначают в зависимости не только от состава стали, но и от диаметра проволоки. Температура проволоки, как правило, не успевает достичь температуры соответствующих печей или ванн.

При патентировании в промышленных условиях превращение переохлажденного аустенита происходит не в изотермических условиях, а при снижающейся температуре проволоки, при этом отличие фактических температур начала и конца превращения от температуры охлаждающей среды тем меньше, чем тоньше патентируемая проволока при прочих равных условиях.

Патентирование с печным нагревом

Стальную проволоку нагревают в печах с электрическим, газовым или мазутным обогревом. Рассмотрим режимы патентирования, которые рекомендует К. Д. Потемкин.

Температуру нагрева (t_n , °C) при патентировании проволоки диаметром $\leq 6,0$ мм определяют в зависимости от содержания углерода в стали (С, %) и диаметра проволоки (D , мм) по формуле: $t_n = 900 - 50C + 10D$.

Температура патентирования, рассчитанная таким образом, превышает принятую для обычных процессов термической обработки (закалки, отжига). Положительное влияние повышенных температур нагрева при патентировании связывают с более полным растворением карбидов и повышением степени однородности аустенита, а также с его крупнозернистостью. Все это обеспечивает равномерное строение сорбитной структуры после патентирования, повышенную пластичность и деформируемость стали, а также получение после волочения волокнистой структуры с высокой прочностью и стойкостью к перегибам и скручиваниям. Сообщается, что применение еще более высоких температур нагрева (до 970—1050 °C и даже до 1100—1180 °C) позволяет повысить содержание углерода в патентируемой стали, в частности использовать сталь У12А вместо У9А.

В ряде случаев перед патентированием для повышения однородности структуры выполняют высокотемпературную нормализацию, например для стали У9А при 1050 °C в течение 15 мин. Это позволяет интенсифицировать процесс волочения и получить более высокую пластичность, вязкость и циклическую прочность стали после волочения.

Время нагрева (τ , мин) в зависимости от диаметра проволоки (D , мм) определяют по формулам:

$$\tau = 30 + 5D^2 \text{ при } D \leq 5 \text{ мм};$$

$$\tau = 30 + [(5 + D)/2] D^2 \text{ при } D > 5 \text{ мм}.$$

Температуру охлаждающей среды (t_v , °C) в патентировочной ванне назначают в пределах 420—540 °C, рассчитывая ее по формуле $t_v = 490 + 60C - 15D$.

На рис. 105 показано изменение временного сопротивления проволоки из стали с 0,87 % С в зависимости от температуры превращения аустенита. Характер этой зависимости аналогичен и для других углеродистых сталей. Видно, что с понижением температуры превращения упрочнение стали сначала возрастает, что связано с уменьшением межпластиночного расстояния в перлите, а затем снижается при достижении температуры начала образования верхнего бейнита. Верхний предел температур патентировочной ванны ограничен опасностью образования грубодифференцированного перлита; излишне низкая температура может привести к появлению участков мартенсита. Важно, что пониженную пластичность проволоки могут вызвать даже весьма небольшие участки мартенсита, не выявляемые при металлографических исследованиях.

Минимально необходимое время пребывания проволоки в ванне, обеспечивающее превращение переохлажденного аустенита для углеродистых сталей, составляет 15 с.

Требуемые выдержки при нагреве и охлаждении обеспечиваются в агрегатах патентирования выбором соответствующих длин печей и ванн при заданной скорости перемещения проволоки, что, вместе с количеством одновременно обрабатываемых нитей, определяет производительность агрегата.

В легированных сталях превращение переохлажденного аустенита замедляется, это требует применения значительно больших выдержек в ванне и затрудняет патентирование. Перлитное превращение можно резко ускорить за счет ступенчатого патентирования, предложенного В. Я. Zubовым, и выполняемого путем резкого переохлаждения проволоки до температуры, несколько превышающей температуру начала мартенситного превращения, с последующим переносом в среду с температурой, соответствующей области перлитного превращения, где и происходит образование сорбита. Для легированных сталей 50С2ХГ, 60С2ХГР, 60С2ХГФК2, 70С2ХГ ступенчатое патентирование выполняется по режиму: аустенитизация при 950 °С, 10 мин; охлаждение в ванне с температурой 320 °С в течение 10 с; перенос в ванну с температурой 600 °С и выдержка в ней 5—10 с.

Ранее в качестве среды для патентировочных ванн применяли расплавленный свинец. В связи с его токсичностью и дефицитностью в настоящее время в основном используют расплавы солей (NaNO_3 , KNO_3 и др.). Установлено, что скорость охлаждения проволоки в спокойных расплавах солей несколько ниже, чем в свинце. Однако при перемешивании расплавов солей их охлаждающая способность возрастает и может быть даже выше, чем у расплавленного свинца, благодаря этому достигаются равноценные свойства проволоки, прошедшей патентирование в солях и в свинце. Подобный результат дает понижение температуры расплава солей на 20—40 °С по сравнению с температурой свинцовой ванны.

Для патентирования используют также ванны с кипящим слоем.

Временное сопротивление (σ_B , МПа) проволоки, патентированной по приведенным выше оптимальным режимам, может быть оценено по формуле: $\sigma_B = (100 C - D + 53) \cdot 10$.

Патентирование проволоки в кипящем слое

В Уральском политехническом институте предложен процесс патентирования проволоки в агрегатах с кипящим слоем. В качестве псевдоожижаемого материала в печи и ванне использовали белый корунд с размером частиц 100 мкм. Обогрев печи осуществляли за счет сжигания природного газа при коэффициенте расхода

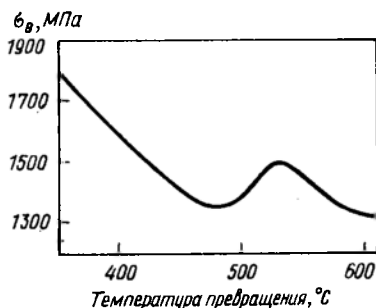


Рис. 106. Влияние температуры превращения переохлажденного аустенита на временное сопротивление патентированной проволоки

воздуха 0,45 в присутствии катализатора. Температура в ванне поддерживалась инжекционными горелками.

На рис. 106 приведен фактический режим обработки проволоки диаметром 2,6 мм на агрегате с кипящим слоем при температуре в двухзонной нагревательной печи 950—960 °С (в первой зоне) и 910 °С (во второй зоне) и температуре охлаждающей ванны 420—430 °С. Исследования показали, что свойства проволоки после патентирования в кипящем слое не уступают свойствам проволоки, патентированной в соли.

Применение кипящего слоя позволяет отказаться от токсичных свинцовых и взрывоопасных селитровых ванн, сократить длину печей и уменьшить окислительные проволоки.

Патентирование при электронагреве

Для проволоки в основном используют контактный электронагрев. Трудности, связанные с возможной неоднородностью нагрева, искрением на контактных роликах и т. п. удается преодолеть за счет выбора оптимальной конструкции

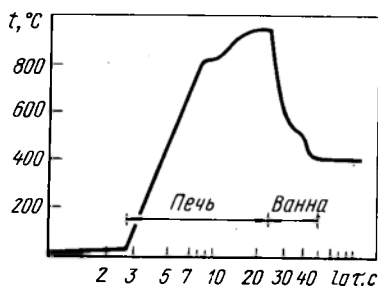


Рис. 106. Режим обработки проволоки в опытно-промышленном агрегате с кипящим слоем

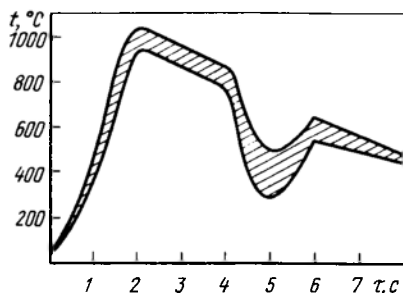


Рис. 107. График режима скоростного электропатентирования

контактов, в частности, используют жидкостные контакты с применением токопроводящих растворов и расплавов.

Ранее предпринимались попытки использовать электронагрев вместо нагрева в печах с сохранением традиционной схемы патентирования, в настоящее время основное внимание уделяют разработке качественно новых процессов, позволяющих в большей степени реализовать особенности и преимущества электронагрева для термической обработки проволоки.

Разработан и освоен процесс скоростного электропатентирования (СЭП), предложенный сотрудниками института металлофизики АН УССР под руководством акад. В. Н. Гряднева. Проволоку нагревают до 950—1050 °С со скоростью до 1000 °С/с, выдерживают 1,5—2 с для завершения процесса аустенитизации, а затем охлаждают водой или маслом до 300—500 °С (на 100—150 °С выше температуры начала мартенситного превращения в стали), повторно нагревают до температуры перлитного превращения (550—650 °С), далее охлаждают на воздухе до комнатной температуры. График режима скоростного электропатентирования приведен на рис. 107. Нагрев проволоки осуществляется непосредственным пропусканием электрического тока.

После СЭП проволока имеет равномерную структуру сорбита с несколько меньшим межпластиночным расстоянием, чем после патентирования в соляных ваннах, и свойства, практически не отличающиеся от свойств проволоки после обычного патентирования.

Причины ускорения перлитного превращения при СЭП связывают, как и при ступенчатом патентировании, с увеличением числа зародышей, образовавшихся при глубоком переохлаждении аустенита. Применение скоростного электропатентирования повышает производительность труда и улучшает его санитарно-гигиенические условия.

Перспективным считают также и способ электротермомеханической обработки проволоки (ЭТМО), предложенный И. Н. Кидиным и А. Н. Маршалкиным. Проволоку подвергают скоростному (около 400 °С/с) электроконтактному нагреву до аустенитного состояния, а затем деформируют в прокатных ручьевых валках с обжатием примерно 40 % и охлаждают. При соприкосновении с холодными валками поверхностные слои проволоки охлаждаются очень быстро (со скоростью до 5000 °С/с), сердцевина охлаждается медленнее (1500 °С/с). После выхода из валков температура по сечению проволоки выравнивается и составляет 450—550 °С, при этом происходит превращение переохлажденного аустенита в сорбит. За счет очень высокой скорости электронагрева аустенит получается мелкозернистым, неоднородным по составу, последующая пластическая деформация еще дополнительно снижает устойчивость аустенита, поэтому последующий распад протекает с высокой скоростью (за 1—2 с). После ЭТМО прочность стали получается несколько выше, а пластичность — ниже, чем после обычного патентирования.

4. Термическая обработка проволоки из высоколегированных коррозионностойких сталей

Основной операцией термической обработки для проволоки из высоколегированных хромоникелевых аустенитных сталей является закалка, выполняемая путем нагрева до 1000—1050 °С и охлаждения в воде. Термическую обработку проводят в соляных ваннах (например, в расплаве солей 53 % BaCl_2 , 27 % KCl , 20 % NaCl); садочных, протяжных печах и в термотравильных агрегатах. При выборе режимов термической обработки необходимо учитывать химический состав стали и толщину проволоки. Нагрев при закалке рекомендуют проводить в защитных атмосферах из водорода или диссоциированного аммиака, очищенных от влаги и кислорода.

Показана возможность применения электроконтактного нагрева, что позволит создать агрегаты, совмещающие термическую обработку и волочение проволоки. Нагрев проводят со скоростью 600—2000 °С/с до температуры 1050—1150 °С (в зависимости от марки стали). Скоростной нагрев способствует измельчению аустенитного зерна, проволока удовлетворяет требованиям стабильного процесса волочения.

РЕКОМЕНДАТЕЛЬНЫЙ БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

Долженков И. Е., Долженков И. И. Сфероидизация карбидов в стали. М.: Металлургия, 1984. 142 с.

Заваров А. С., Баскаков А. П., Грачев С. В. Термическая обработка в кипящем слое. М.: Металлургия, 1981. 84 с.

Недовизий И. Н., Петрухин С. И., Комаров А. Г. Совмещение процессов производства проволоки. М.: Металлургия, 1979. 224 с.

Производство метизов/Шахлазов Х. С., Недовизий И. Н., Ориничев В. И. и др./М.: Металлургия, 1977. 392 с.

Часть
третья

ТЕХНОЛОГИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МАШИНОСТРОИТЕЛЬНЫХ ЗАВОДАХ

Глава XVII

ТЕХНОЛОГИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ВАЛКОВ ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКИ

1. Условия работы и требования к сталям

Валки холодной прокатки работают в весьма тяжелых условиях под влиянием значительных статических и динамических нагрузок. Они должны обладать высокой прочностью, износостойкостью, выносливостью и достаточной вязкостью. В процессе работы валки подвергаются воздействию высоких удельных давлений и значительных контактных напряжений. Многократное приложение меняющихся по знаку и величине напряжений приводит к накоплению в поверхностной зоне вала дефектов усталостного характера и образованию отслоений.

Находят применение литые, цельнокованные, ковано-литые и бандажированные валки холодной прокатки.

Стойкость валков холодной прокатки определяется рядом факторов, связанных с технологией их изготовления и условиями эксплуатации. К первой группе факторов следует отнести химический состав и механические свойства валков, технологию выплавки стали,ковки, термической и механической обработки. Ко второй группе факторов относятся режимы обжата, скорость прокатки, давление металла на валки, натяжение полосы, условия охлаждения и температурное поле валков, механические свойства прокатываемого металла и др. Исходя из изложенного, к валкам холодной прокатки предъявляют следующие требования:

1) высокая и равномерная твердость поверхности, что обеспечивает высокое качество прокатываемого листа;

2) высокая прокаливаемость, необходимая для получения определенной глубины закаленного слоя (активного слоя и переходной зоны). Активный слой должен быть не менее 8 мм для валков с диаметром бочки до 250 мм и не менее 10 мм при диаметре бочки свыше 250 мм. При наличии такого слоя высокой твердости исключается возможность продавливания поверхности бочки при перегрузках. Переходная зона уменьшает вероятность развития усталостных трещин на границе активного слоя и центральных слоев;

3) высокая износостойкость рабочего слоя;

4) высокая теплостойкость (до 350—400 °С) при общем и локальном разогреве;

5) высокая контактная прочность рабочего слоя, стойкость против образования поверхностных дефектов — трещин, отслоений, выкрошек и т. д.;

6) высокое качество поверхности. Шероховатость обрабатываемых поверхностей бочки и шеек валков должна быть не более 1,25 мкм (ГОСТ 2789—73);

7) благоприятное распределение и минимальная величина остаточных напряжений по всему сечению валка после закалки и отпуска. Наиболее опасен «пик» растягивающих напряжений на границе рабочего и переходного слоев. Уровень и характер распределения остаточных напряжений определяет объемно-напряженное состояние валков, а, следовательно, сопротивляемость поверхностных слоев бочки усталостным разрушениям;

8) отсутствие флокенов, грубых скоплений карбидов, карбидной сетки, крупноиглочатого мартенсита и других дефектов макро- и микроструктуры.

Исходя из перечисленных требований, для изготовления рабочих валков холодной прокатки применяются качественные стали, содержащие минимальное количество вредных примесей. В валковой стали должно быть минимальное количество неметаллических включений, отсутствие усадочной рыхлости, осевой или внецентренной пористости, минимальное содержание газов (особенно водорода), мелкое зерно и т. д.

В настоящее время стали для изготовления валков холодной прокатки обычно выплавляют в основных электродуговых печах, кислых мартеновских печах или дуплекс-процессом: расплавление в основной и доводка в кислой печи. Способ выплавки и разливки стали значительно предопределяет качество валков холодной прокатки, например сопротивление воздействию контактных напряжений. Переход от разливки валковой стали 9Х2 на воздухе к изготовлению валков из стали электрошлакового переплава повышает относительную контактную прочность в 1,5 раза. Разливка стали 9Х2 в вакууме или вакуумно-дуговой переплав приводят к дальнейшему повышению значений относительной контактной прочности (в 1,8 и 2,0 раза). Примерно в два раза снижается газонасыщенность и загрязненность неметаллическими включениями. Сталь 9Х2МФ электрошлакового переплава характеризуется высокими значениями предела прочности и условного предела текучести, большей циклической вязкостью разрушения по сравнению со сталью открытой выплавки за счет высокой структурной и химической однородности металла, за счет снижения количества и повышения дисперсности включений.

Для изготовления валков холодной прокатки на отечественных заводах наиболее широко используют пять марок высокоуглеродистых сталей: 9Х1, 90ХФ, 9Х2, 9Х2МФ и 9ХСВФ. Сталь 9Х1 применяют для валков с диаметром бочки менее 400 мм; стали, легированные ванадием, вольфрамом, молибденом, крем-

нием, применяют для изготовления валков с диаметром бочки 400 мм и более.

Все эти стали заэвтектоидные. После закалки и низкого отпуска они имеют структуру, состоящую из мелкоигльчатого мартенсита с избыточными равномерно распределенными карбидами и небольшим количеством остаточного аустенита, которая обеспечивает высокую твердость.

В настоящее время на некоторых заводах применяют стали с пониженным содержанием углерода: 60ХСМФ, 60Х2СМФ, 7Х2СМФ, 7Х2СВФ и 75ХСМФ. Для изготовления рабочих валков многовалковых станов используют перспективную сталь ледебуритного класса Х9ВМФШ, а также сталь карбидного класса 6Х6М1Ф, что позволяет практически отказаться от приобретения валков за границей.

Широко применяют для изготовления валков холодной прокатки и стали с пониженным содержанием углерода типа 7ХМФ. Повышение стойкости валков из сталей с пониженным содержанием углерода достигается за счет повышения вязкости, меньшей хрупкости закаленного слоя, пониженного уровня остаточных напряжений, повышенной устойчивости стали против образования трещин и отслоений на поверхности бочки валка.

Практика показывает, что большое количество валков станов холодной прокатки выходит из строя задолго до естественного износа закаленного слоя (например, рабочих валков — более 50 %). За разрушение могут быть ответственными технология выплавки и разливы стали, горячей пластической деформации, термической обработки. В металле могут быть трещины металлургического, ковочного или закалочного происхождения, химическая и структурная неоднородность, различные концентраторы напряжений, повышенное содержание серы и фосфора, флокены, карбидная сетка, малая глубина закаленного слоя, неравномерная твердость, большое количество остаточного аустенита и другие факторы, способствующие снижению срока эксплуатации валков.

2. Технология предварительной термической обработки

Предварительную термическую обработку проводят с целью перекристаллизации структуры кованого металла, снижения твердости и уровня остаточных напряжений, подготовки структуры к механической обработке и последующей закалке, предотвращения флокенообразования, так как все применяемые валковые стали флокеночувствительны. Даже в случае правильного проведенияковки и получения исходной структуры зернистого перлита без признаков перегрева противоблоксная обработка валков холодной прокатки обязательна, хотя для их изготовления и применяют сталь высокого качества.

Единой рекомендации относительно технологии предварительной термической обработки валков холодной прокатки до сих

пор нет. К предварительной термической обработке поковок валков относятся: отжиг, улучшение, нормализация с отпуском и др. Пожалуй, наибольшее распространение на машиностроительных заводах получили следующие виды предварительной термической обработки: отжиг с последующим улучшением, двой-

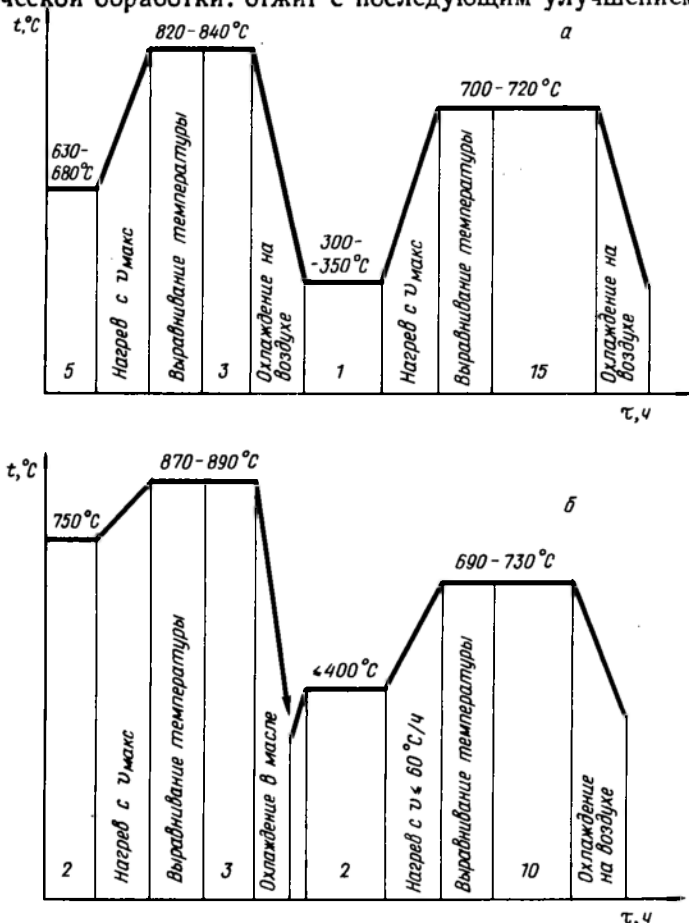


Рис. 108. Режим предварительной термической обработки валков холодной прокатки отделочных чистовых клетей — отжиг (а) и улучшение (б)

ная нормализация с последующим отпуском и отжиг на зернистый перлит. Выбор режима определяется размерами валков, технологией прокатки, условиями эксплуатации. Так, например, для валков отделочных чистовых клетей, где требуется большая жесткость, рекомендуется режим изотермического отжига с улучшением, а для рабочих валков предчистовых клетей, которые обеспечивают большие обжатия проката и испытывают большие удельные нагрузки — режим двойной нормализации с отпуском. На рис. 108 и 109 представлены указанные режимы предваритель-

ной термической обработки валков холодной прокатки диаметром 400 мм из стали 9Х2МФ. Температура аустенитизации при отжиге составляет 800—840 °С, что немного выше критической точки A_{c1} для стали 9Х1 (745 °С), 9Х2 (740—770 °С), 9Х2В (745—760 °С), 9Х2МФ (748 °С) и 9ХФ (770 °С). При такой температуре значительное количество карбидов не переходит в раствор, а при последующем охлаждении они будут являться центрами выделяющихся карбидов, что повышает дисперсность феррито-карбидной смеси. В процессе изотермической выдержки при температуре

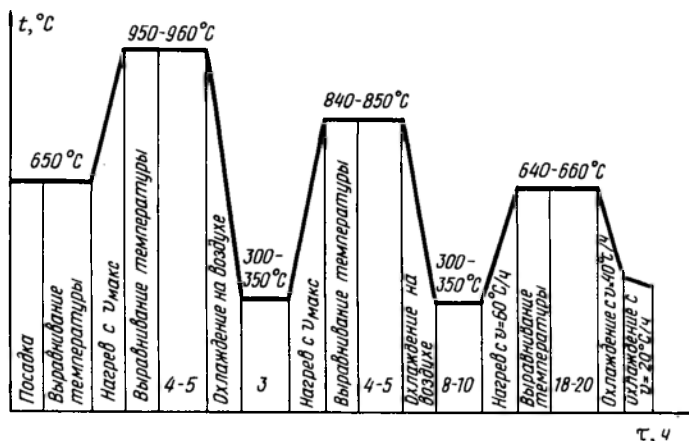


Рис. 109. Режим предварительной термической обработки рабочих валков предчистовых клетей — двойная нормализация с отпуском

700—720 °С образуется структура зернистого перлита, происходит частичное удаление и перераспределение водорода с переводом его в неактивную форму.

Напомним, что удаление водорода из изделий больших сечений в процессе изотермической выдержки весьма затруднительно, поэтому повышенное содержание водорода в жидкой стали (выше 4,0—5,0 см³ на 100 г металла) делает противофлокентную обработку малоэффективной. С той же целью охлаждение с температуры изотермической выдержки следует проводить замедленно. Совершенствование технологии выплавки и разливки стали (вакуумная разливка, ВДП) понижает содержание водорода в стали, что делает возможным сокращение времени охлаждения поковок с температурыковки, времени изотермической выдержки и ускоренное охлаждение с температуры выдержки.

После грубой механической обработки и сверления осевого канала валки подвергают улучшению. Этот процесс приводит к полной ликвидации остатков карбидной сетки, измельчению карбидной фазы, получению мелкодисперсной перлито-сорбитовой структуры, повышению прочности (особенно отношения предела текучести к пределу прочности). Температура аустенитизации

валковой стали при закалке 870—890 °С способствует почти полному растворению карбидной фазы (Fe, Cr)₃C в аустените и обогащению твердого раствора хромом, что вызывает повышение закаливаемости и прокаливаемости стали. Закалка в масле с последующим отпуском должны обеспечить твердость порядка HB 230—280.

Первая схема предварительной термической обработки, состоящая из отжига с улучшением, обеспечивает высокий запас упругих свойств стали. Вторая схема предварительной обработки — двойная нормализация с отпуском — исключает операцию улучшения. Нормализация при высокой температуре (первая) раство-

Т а б л и ц а 29. Виды предварительной термической обработки

Марка стали	Вид предварительной термической обработки
X9BMФ, 8X5CBMФ, 75XCMФ 6X6M1Ф	Изотермический отжиг Изотермический отжиг и нормализация с отпуском
75XCMФ 9X1, 80XФ, 9X2MФ	Изотермический отжиг и улучшение Отжиг и улучшение
ШХ15	Отжиг и нормализация с отпуском Отжиг

ряет карбидную сетку, а нормализация при низкой температуре (вторая) устраняет перегрев и измельчает структуру. Вторая схема предварительной термической обработки валков по сравнению с отжигом и улучшением повышает предел текучести стали, обеспечивает высокий уровень пластичности, но несколько пониженный уровень прочности и ударной вязкости. Твердость обычно не превышает HB 220.

В соответствии с отраслевым стандартом валки следует подвергать определенной предварительной термической обработке в зависимости от марки стали (табл. 29).

3. Технология окончательной термической обработки

После предварительной термической обработки валков холодной прокатки снимают припуск 3—15 мм и проводят окончательную термическую обработку. Основная цель ее заключается в получении высокой твердости на поверхности бочки валков, что необходимо для обеспечения высокого качества листового проката.

Наибольшее распространение на отечественных заводах получила закалка с индукционного нагрева токами промышленной частоты на специальных установках типа ТП4-700. Валок нагревается внутри многovitкового кольцевого индуктора. Охлаждение проводят водой через спрейер под давлением 0,3—0,7 МПа. Применение нагрева токами промышленной частоты позволило

повысить твердость и глубину активного закаленного слоя валков холодной прокатки. Однако при этом уменьшается плавность перехода от закаленного слоя к исходной структуре, что приводит к преждевременному выходу валков из строя в результате отслоения. Для более глубокого прогрева валков по сечению, обеспечения более плавного перехода от активного слоя к незакаленному внутреннему и создания более благоприятного распределения остаточных напряжений по сечению после закалки валки предварительно подогревают на установке ТПЧ до температуры 850 °С на поверхности бочки. Число подогревов зависит от требуемой глубины активного слоя и диаметра бочки валка.

После закалки валки холодной прокатки подвергают низкотемпературному отпуску. Отпуск приводит к значительному снятию и перераспределению остаточных напряжений в закаленном валке, образованию дисперсных карбидов, распаду остаточного аустенита, стабилизации размеров, выравниванию твердости поверхности бочки валка. Низкотемпературный отпуск назначают в соответствии с техническими условиям заказчика и требованиями ГОСТ 3541—79, его проводят при температуре 130—200 °С.

Имеющиеся случаи отслоения на поверхности валков наряду с другими дефектами являются, возможно, результатом неудовлетворительной технологии окончательной термической обработки. Для повышения эксплуатационной стойкости валков рекомендуется готовые рабочие валки для холодной прокатки подвергать дополнительному среднетемпературному отпуску при печном или индукционном нагреве. При этом возможное снижение твердости рабочего слоя валков компенсируется превращением части остаточного аустенита в мартенсит отпуска и выделением дисперсных карбидов. Температура дополнительного отпуска должна не менее чем на 100 °С превышать температуру отпуска, который проводят непосредственно после закалки.

Перспективным направлением в области технологии термической обработки валков холодной прокатки является закалка при двойном индукционном нагреве с применением токов низкой и средней частоты.

Увеличение надежности и долговечности прокатных валков может быть достигнуто применением высокотемпературной термомеханической поверхностной обработки валков, что связано с изменениями в тонком строении поверхностного слоя, повышением плотности несовершенств в деформированном металле (плотность дислокаций при ВТМПО увеличивается до 10^{10} — 10^{12} см⁻²). Электронномикроскопические исследования свидетельствуют о более высокой степени дисперсности карбидной фазы после ВТМПО. Впервые к валкам холодной прокатки процесс ВТМПО применен М. Л. Бернштейном и М. Я. Белкиным.

Как уже отмечалось перспективным материалом для производства валков холодной прокатки 20-валковых станов является сталь Х9ВМФШ. Сталь Х9ВМФШ обладает высокой закаливает-

мостью (*HRC* 64) и сквозной прокаливаемостью в сечениях до 152 мм, удовлетворительной технологичностью в процессе горячей механической обработки, высокой теплостойкостью, износостойкостью, контактной прочностью $\sigma_{\text{н}} = 3136$ МПа при базовом числе циклов нагружения $3 \cdot 10^6$; усталостной выносливостью $\sigma_{\text{к}} = 2058$ МПа при базе $25 \cdot 10^6$ циклов и удовлетворяет возросшим требованиям, предъявляемым к материалу для изготовления рабочих валков 20-валковых станков.

Окончательную термическую обработку валков из стали Х9ВМФШ можно проводить по двум вариантам: 1) закалка на первичную твердость (*HRC* 62) — посадка в печь при температуре 600 °С, выдержка 1 ч, нагрев до 800 °С, выдержка 1,0 ч, окончательный нагрев до 980—1000 °С, выдержка 1,0—1,5 ч, охлаждение в масле в течение 1,0—1,5 ч, на воздухе 0,5 ч, отпуск при температуре 160—180 °С в течение 16—20 ч; 2) закалка на вторичную твердость (*HRC* 60) — посадка в печь при температуре 600 °С, выдержка 1 ч, нагрев до 800 °С, выдержка 1,0 ч, окончательный нагрев до 1080—1100 °С, выдержка 1 ч, охлаждение в масле в течение 1,5 ч, на воздухе 0,5 ч, отпуск при температуре 560—580 °С в течение 4 ч (одно- или двухкратный).

РЕКОМЕНДАТЕЛЬНЫЙ БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

Полухин В. П., Бернштейн М. Л., Шаврин О. И. Валки многовалковых станков. М.: Металлургия, 1984. 210 с.

Полухин В. П., Николаев В. А., Тылкин М. А. и др. Надежность и долговечность валков холодной прокатки. М.: Металлургия, 1976. 448 с.

Глава XVIII

ТЕХНОЛОГИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ПОКОВОК ДЛЯ ВАЛОВ РОТОРОВ ТУРБОГЕНЕРАТОРОВ

1. Условия работы и требования к сталям

Наиболее нагруженной и ответственной деталью турбогенератора является ротор, несущий частью которого служит вал. В процессе работы в металле ротора вследствие большой вращающейся массы (40—200 т) и скорости вращения 3000 об/мин создаются большие напряжения от действия центробежных сил. В связи с этим наряду с высокими характеристиками прочности и пластичности материал вала ротора должен обладать достаточным сопротивлением хрупкому разрушению, малой чувствительностью к концентраторам напряжений, минимальными остаточными напряжениями, а также высокой магнитной индукцией.

В качестве легирующих элементов в сталь для роторов турбогенераторов вводят никель, хром, марганец, молибден, т. е. элементы, увеличивающие устойчивость переохлажденного аустенита.

Т а б л и ц а 30. Химический состав (%) сталей, применяемых в СССР для валов роторов

Марка стали	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo
34ХМА	0,34—0,39	0,25—0,5	0,29—0,37	0,9—1,3	0,50	0,32—0,40
35ХН1МА	0,34—0,39	0,25—0,5	0,22—0,37	1,3—1,7	1,3—1,7	0,30—0,40
35ХН1МФА *	0,34—0,39	0,25—0,5	0,17—0,37	1,3—1,7	1,3—1,7	0,30—0,40
35ХН4МА *	0,34—0,39	0,25—0,5	0,22—0,37	1,1—1,4	2,75— 3,25	0,30—0,40
35ХН3МФА *	0,32—0,42	0,2—0,4	0,17—0,37	1,1—1,4	2,75— 3,25	0,30—0,40

* Содержится 0,08—0,15 % V.

Вследствие уменьшения критической скорости охлаждения при повышении содержания никеля (особенно в комбинации с другими элементами: хромом, марганцем) оказалось возможным в значительной степени увеличить прокаливаемость, что особенно важно для изделий больших сечений.

Т а б л и ц а 31. Типичный химический состав (%) сталей, применяемых для валов роторов за рубежом

Сталь	Ni	Cr	Mo	V
1	1,8—2,5	1,0—1,5	0,35	0,1
2	0,4	2,5—3,5	0,3—0,7	—
3	2,5—3,0	0,25	0,4	0,25

Примечание. Во всех сталях содержится 0,28—0,32 % С.

В СССР и за рубежом для роторов турбогенераторов применяют три принципиально отличные группы сталей: хромомолибденовые, никельмолибденованадиевые и хромоникельмолибденованадиевые.

В СССР для валов роторов применяют стали 34ХМА, 35Х1МА, 35ХН1МА, 35ХН1МФА, 35НХ4МА, 35ХН3МФА, химический состав которых приведен в табл. 30. Эти стали после окончательной термической обработки (закалка + высокий отпуск) обеспечивают следующие механические свойства: $\sigma_T = 500 \div 700$ МПа; $\sigma_B = 600 \div 800$ МПа; $\delta = 17 \div 20$ %; $\psi = 45 \div 60$ %; $KCV = 0,4 \div 0,8$ МДж/м² (образцы тангенциальные). В табл. 31 приведен химический состав сталей, применяемых за рубежом.

Для крупных роторов с диаметром бочки до 2000 мм разработана сталь 25ХН3МФА, обладающая глубокой прокаливаемостью и низкой температурой перехода металла от вязкого характера разрушения в хрупкое.

В настоящее время широко применяют сварные роторы турбин, обладающие целым рядом преимуществ. Сварной ротор состоит из элементов, меньших по размеру, что дало возможность использовать слитки меньшей массы, а следовательно, более ка-

чественный металл с точки зрения кристаллической и химической неоднородности для его изготовления. Кроме этого, появляется возможность использования металла, выплавленного новыми методами выплавки для сварного ротора. Изготовление роторов в том числе сварном варианте проводят по следующей технологической схеме: выплавка, ковка слитков, термическая обработка, ультразвуковой контроль заготовок элементов ротора, автоматическая сварка, ультразвуковой контроль, отпуск.

Для производства сварных роторов используют стали 25Н2МФА и 20Х2НМФА.

Приведенные стали обеспечивают после термической обработки (закалка в масле + высокий отпуск) следующие механические свойства: $\sigma_T = 450 \div 750$ МПа; $\delta = 15 \div 20$ %; $\sigma_B = 650 \div 850$ МПа; $KCV = 0,4 \div 0,6$ МДж/м².

Сталь для роторов турбогенераторов обычно выплавляют в кислых мартеновских печах полным кремневосстановительным процессом с разливкой в вакууме. Вакуумной обработке подвергают струю жидкой стали при заполнении изложницы сверху. Для роторов турбогенераторов отливают восьмигранные слитки массой 53—140 т. Слитки до 100 т отливают из металла одной печи (плавки), выше 100 т — из металла двух печей.

2. Технология предварительной термической обработки

Термическая обработка крупных поковок для роторов турбогенераторов состоит из отжига и закалки с последующим высоким отпуском. Отжиг является важнейшей операцией предварительной термической обработки, во многом определяющей качество готовых изделий. Он обеспечивает подготовку структуры поковок под окончательную термическую обработку, уменьшение флокеночувствительности, снижение твердости для улучшения обрабатываемости. Окончательная термическая обработка придает детали необходимый комплекс механических и служебных свойств.

В большинстве случаев режимы термической обработки крупных поковок устанавливают на основании опыта заводов.

Так, на отечественных заводах предварительная термическая обработка характеризуется двойным или тройным переохлаждением с температуры аустенитизации и медленными скоростями охлаждения (5—15 °С/ч); за рубежом (Франция, ЧССР, США и др.) предварительная термическая обработка поковок роторов также весьма продолжительная (800 ч).

На рис. 110 представлен режим отжига поковок валов роторов для турбогенераторов из сталей 35Х1МА, 35ХН1МФА, 35ХН3МФА диаметром 1000—1290 мм на одном из машиностроительных заводов. Режим отжига характеризуется весьма малыми скоростями охлаждения как с температуры перекристаллизации (880—900 °С), так и с температуры отпуска (600—630 °С), и большой общей длительностью режима (от 385 до 550 ч).

На других отечественных заводах, изготавливающих аналогичные по размерам крупные поковки, в режиме отжига предусмотрено двойное переохлаждение с температурыковки и с темпе-

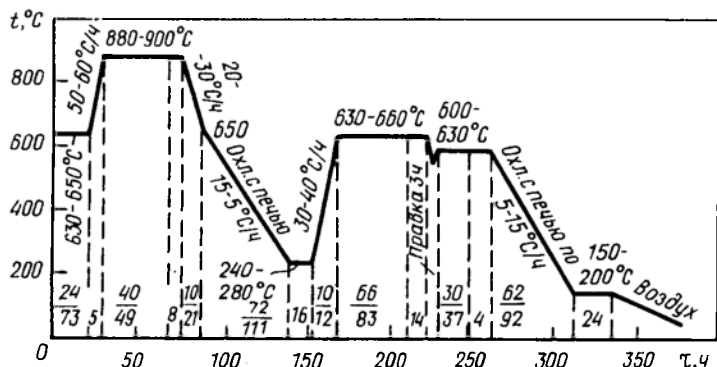


Рис. 110. Режим отжига поковок валов роторов из стали 35Х1МФА, 35ХН1МА, 35ХНЗМФА диаметром 1000—1290 мм:

в числителе — минимальное время (общая продолжительность 385 ч); в знаменателе — максимальное время (общая продолжительность 549 ч); масса поковок 50—100 т; диаметр поковок 1020—1225 мм

ратуры перекристаллизации. В последнее время разрабатывается и внедряется технология отжига, предусматривающая ускоренное охлаждение с температуры перекристаллизации на воздухе или водо-воздушной смеси, что обеспечивает более полный распад аустенита и выделение водорода из твердого раствора при температуре выше 200 °С.

Как уже указывалось для разработки более рациональной технологии термической обработки крупных поковок необходимо знание реального температурного поля поковки в сочетании с термокинетическими диаграммами распада переохлажденного аустенита.

На рис. 111 представлена термокинетическая диаграмма превращения аустенита стали 35ХНЗМФА. Образцы отобраны на расстоянии 30 мм от поверхности. На диаграмме четко обнаруживается промежуточная область превращения аустенита в интервале температур 480—300 °С.

Рис. 111. Термокинетическая диаграмма превращения аустенита стали 35ХНЗМФА (Ю. А. Башнин, В. М. Коровина)

С повышением скорости охлаждения область промежуточного превращения аустенита постепенно сужается и смещается к

более низким температурам, особенно резко при скорости охлаждения более $500^{\circ}\text{C}/\text{ч}$. При скорости охлаждения около $2000^{\circ}\text{C}/\text{ч}$ превращение аустенита протекает по мартенситному типу.

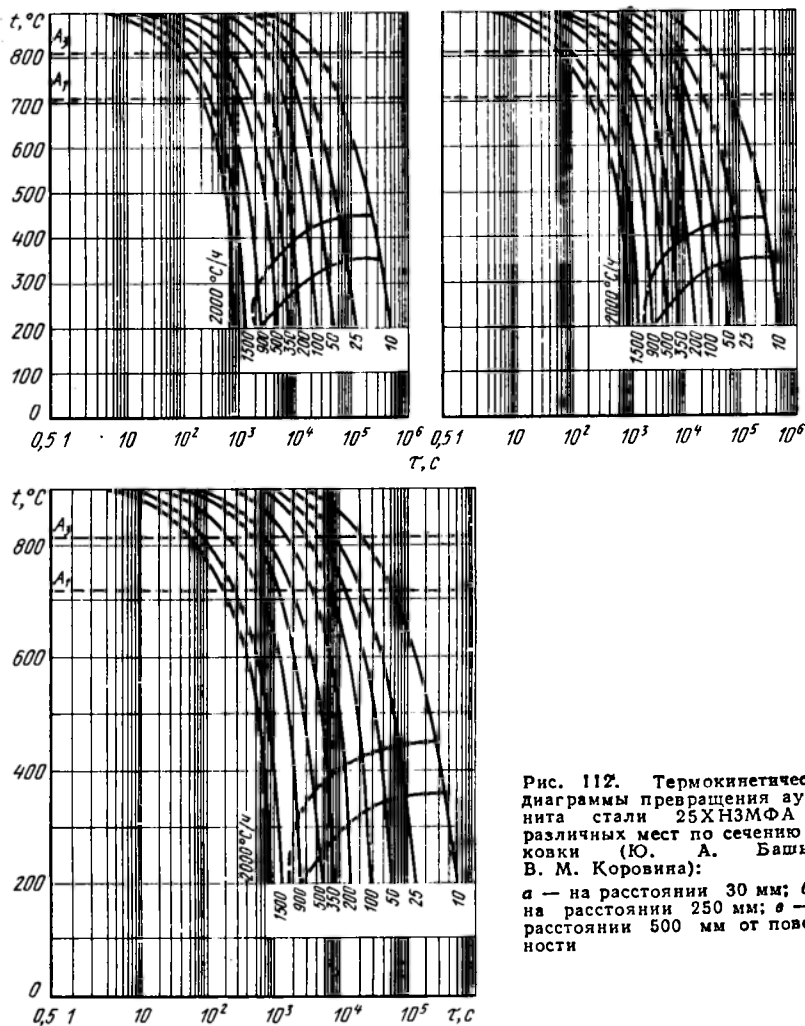


Рис. 112. Термокинетические диаграммы превращения аустенита стали 25ХНЗМФА для различных мест по сечению поковки (Ю. А. Башнин, В. М. Коровина):

а — на расстоянии 30 мм; б — на расстоянии 250 мм; в — на расстоянии 500 мм от поверхности

На рис. 112 представлены термокинетические диаграммы превращения аустенита стали 25ХНЗМФА для различных мест сечения поковки.

Аналогично стали 35ХНЗМФА на термокинетических диаграммах выявляется только промежуточная область превращения аустенита, расположенная в интервале температур $450\text{—}300^{\circ}\text{C}$. По сравнению со сталью 35ХНЗМФА температурный интервал

промежуточного превращения несколько сужен и сдвинут к более низким температурам за счет увеличения в стали 25ХНЗМФА содержания хрома и никеля. С повышением скорости охлаждения область промежуточного превращения аустенита постепенно сужается и смещается к более низким температурам, особенно резко при скорости охлаждения 100 °С/ч и более. При скорости охлаждения 1500 °С/ч превращение аустенита происходит по мартенситному типу.

$t, ^\circ\text{C}$

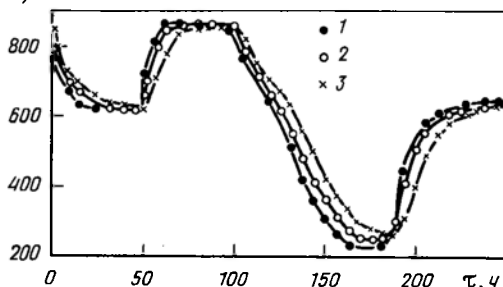
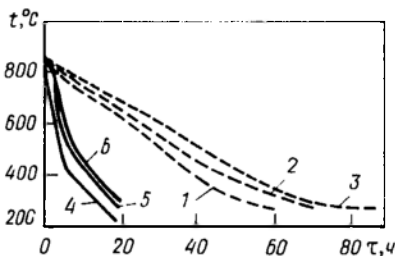


Рис. 113. Изменение температуры по сечению поковки диаметром 1100 мм в процессе отжига (Ю. А. Башнин, В. М. Коровина): 1 — на расстоянии 30 мм от поверхности; 2 — на расстоянии 250 мм от поверхности; 3 — на расстоянии 500 мм от поверхности

Из представленных изотермических и термокинетических диаграмм превращения аустенита следует, что аустенит сталей 35ХНЗМФА и 25ХНЗМФА очень устойчив в перлитной области.

Рис. 114. Изменение температуры по сечению поковки диаметром 1100 мм при охлаждении на воздухе (4—6) и с печью (1—3):

1, 4 — на расстоянии 30 мм; 2, 5 — на расстоянии 250 мм; 3, 6 — на расстоянии 500 мм от поверхности (Ю. А. Башнин, В. М. Коровина)



Даже при скорости охлаждения 10 °С/ч, распад аустенита в перлитной области не наблюдается. В промежуточной области аустенит исследуемых сталей менее устойчив.

Как следует из экспериментальных кривых охлаждения по сечению поковки, представленных на рис. 113, зона, лежащая на расстоянии 30, 250, 500 мм от поверхности охлаждается до температуры 240—270 °С со скоростью 11, 10 и 8 °С/ч соответственно. Таким образом, в реальных условиях при охлаждении поковок из сталей 35ХНЗМФА и 25ХНЗМФА с температуры 880—900 °С с печью превращение происходит только в верхнем районе бейнитной области, что подтверждается термокинетическими диаграммами, представленными на рис. 111 и рис. 112. При указанных скоростях охлаждения превращение происходит в интервале температур 490—380 °С для стали 35ХНЗМФА и 450—370 °С для стали 25ХНЗМФА.

При охлаждении поковки на воздухе скорость охлаждения по сечению поковки изменяется незначительно (рис. 114). В связи с этим представляется экономически целесообразной замена отжига нормализацией.

На рис. 115 представлен рекомендуемый режим предварительной термической обработки поковок диаметром 800—1300 мм из стали 25ХНЗМФА и 35ХНЗМФА. Охлаждение поковок с температуры перекристаллизации следует проводить на воздухе в течение 20 ч (поковки массой от 50 до 100 т) и 12 ч (поковки до 50 т). Время предварительной термической обработки по рекомендуемому режиму сокращается на 40 %.

Замена отжига нормализацией приводит к улучшению структуры поковок для роторов турбогенераторов за счет снижения температурного интервала превращения аустенита в промежуточной области и повышения характеристик пластичности и вязкости на 20—15 %.

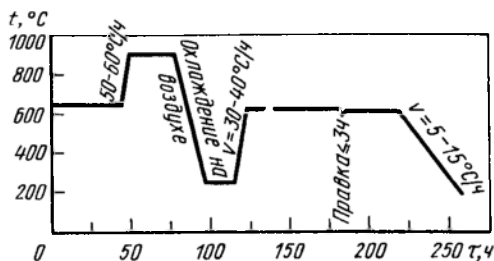


Рис. 115. Рекомендуемый режим предварительной термической обработки поковок диаметром 800—1300 мм сталей 25ХНЗМФА и 35ХНЗМФА

3. Технология окончательной термической обработки

Как уже отмечалось, характерной особенностью охлаждения крупных поковок в процессе заковки является интенсивное снижение температуры поверхности в начальный момент охлаждения, температура же центральных слоев в это время снижается незначительно. Для примера на рис. 116—118 представлены температурные поля поковок различного диаметра при охлаждении в различные среды.

В некоторый момент создается наибольший перепад температур между поверхностными и центральными слоями, который, однако, не вызывает появления значительных внутренних напряжений, так как сердцевина обладает достаточной пластичностью вследствие высокой температуры. При дальнейшем охлаждении температура наружных слоев понижается медленно, а центральных слоев — более интенсивно. Это приводит к непрерывному уменьшению перепада температур по сечению и, следовательно, к снижению внутренних напряжений.

На конечном этапе заковки в результате медленного охлаждения и длительного пребывания поверхностных слоев в интервале 250—150 °С последние подвергаются отпуску, что в свою очередь приводит к уменьшению внутренних напряжений. При недостаточном переохлаждении в сталях типа 30ХНЗМА, обладающих

высокой устойчивостью аустенита в перлитной области, значительное количество аустенита сохраняется нераспавшимся и превращение его происходит при охлаждении после отпуска, что приводит к повышенным остаточным напряжениям.

На рис. 119 представлен режим окончательной термической обработки валов роторов.

Анализ температурного поля при закалке из роторной стали 25ХНЗМФА в масло показал, что зоны, лежащие на расстоянии

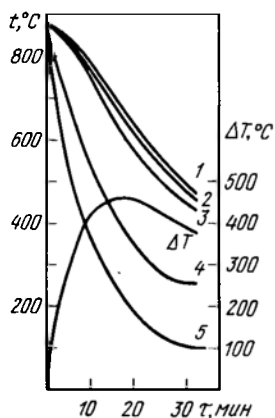


Рис. 116. Температурное поле поковки диаметром 330 мм из стали 35ХНЗМФ при охлаждении в масле:

1 — температура центра; 2, 3, 4 — на расстоянии 40; 82 и 135 мм соответственно; 5 — температура поверхности; ΔT — перепад между поверхностью и центром

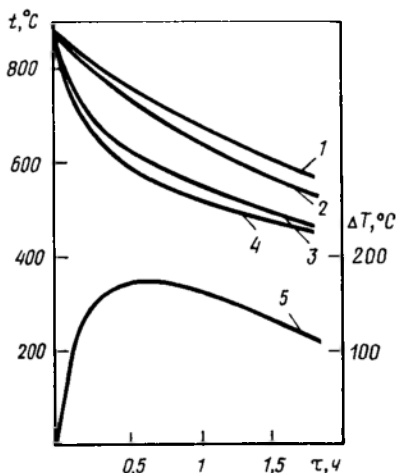


Рис. 117. Температурное поле поковки диаметром 850 мм из стали 35ХНЗМФА при охлаждении на воздухе (Ю. А. Башнин, В. М. Коровина):

1 — температура центра; 2—4 — температура на расстоянии 100, 212 и 395 мм соответственно; 5 — ΔT перепад между поверхностью и центром поковки

30, 250 и 500 мм от поверхности бочки, охлаждаются в интервале 600—250 °С со скоростью 240, 70 и 600 °С/ч соответственно, а зоны, лежащие на расстоянии 240, 150 и 100 мм от поверхностей цапф диаметром 700, 560 и 490 мм, — соответственно со скоростью 120, 105, 200 °С/ч. Длительность охлаждения в масле центральной зоны составляет 6—7 ч. Согласно термокинетическим диаграммам (см. рис. 112), охлаждение в масле обеспечивает превращение аустенита в области нижнего бейнита только в зоне у поверхности 30—50 мм; в остальном сечении бочки вала ротора превращение происходит в интервале 480—380 °С с образованием структуры верхнего бейнита. В цапфах диаметром 700 и 560 мм превращение совершается преимущественно в среднем интервале бейнитного превращения.

Таким образом, закалка валков роторов в масле обеспечивает в основном структуру верхнего бейнита по сечению бочки. Этим и объясняется высокая критическая температура хрупкости

материала валов роторов и пониженные значения ударной вязкости в отдельных поковках, особенно в глубинных зонах.

При охлаждении в воде поковка диаметром 1200 мм охлаждается в интервале температур 600—250 °С со скоростями 2400, 200 и 190 °С/ч соответственно в зонах, расположенных на расстоянии 30, 250 и 500 мм от поверхности. В цапфах диаметром 700, 555 и 490 мм зоны, находящиеся соответственно на расстоянии от поверхности 240, 180 и 100 мм, охлаждаются со скоростью 400, 720 и 740 °С/ч (рис. 120 и 121).

Отсюда следует, что при охлаждении в воде больших сечений скорость охлаждения увеличивается в поверхностной зоне (30—50 мм) в 10 раз, а в остальном сечении — в 3—4 раза, что обеспечивает превращение аустенита в исследуемых сталях частично в мартенситной области и преимущественно в области нижнего бейнита.

Температурный интервал превращения аустенита в промежуточной области при охлаждении в воде по сравнению с охлажде-

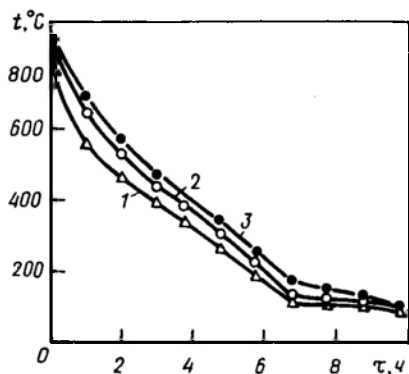


Рис. 118. Температурное поле поковки диаметром 540 мм из стали 35XНЗМФА при охлаждении на воздухе с температуры 880 °С на расстоянии 30 мм (1), 1/2R (2) и в центре (3)

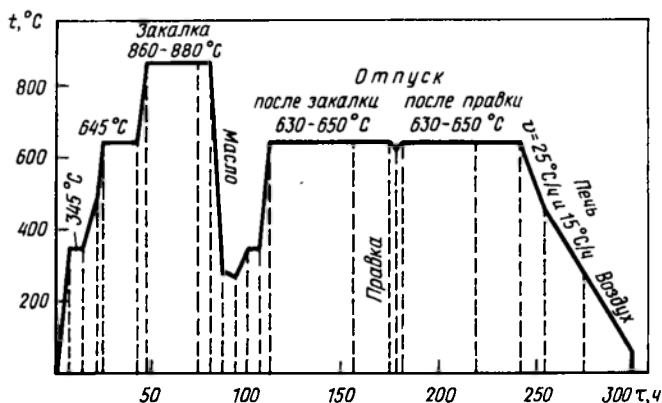


Рис. 119. Режим окончательной термической обработки валов роторов

нием в масле значительно понижается, особенно для стали 25XНЗМФА (280—380 °С), что подтверждается термокинетическими диаграммами (см. рис. 112).

Сравнительные исследования микроструктуры валов роторов, подвергавшихся охлаждению при закалке в воде и в масле, пока-

зали существенное различие структуры как в поверхностных, так и в центральных зонах. Охлаждение в воде поверхности заготовки происходит со скоростью $2400^{\circ}\text{C}/\text{ч}$, в результате чего превращение аустенита происходит в мартенситной области. По мере удаления от поверхности скорость охлаждения в воде снижается до $740^{\circ}\text{C}/\text{ч}$ и в структуре наряду с мартенситом наблюдаются продукты промежуточного превращения. Ближе к центральным зонам ротора скорость охлаждения в воде составляет $360\text{—}200^{\circ}\text{C}/\text{ч}$ и распад аустенита протекает в средней и нижней областях промежуточного превращения.

Охлаждение при закалке в масле протекает со скоростью $240\text{—}200^{\circ}\text{C}/\text{ч}$ в поверхностной зоне и $60\text{—}70^{\circ}\text{C}/\text{ч}$ в остальном

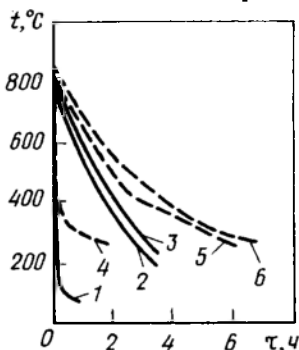


Рис. 120. Изменение температуры по сечению поковки диаметром 1200 мм в процессе закали в воде (1—3) и масле (4—6) на расстоянии от поверхности, мм (Ю. А. Башнин, В. М. Коровина): 1, 4 — 30; 2, 5 — 250; 3, 6 — 500

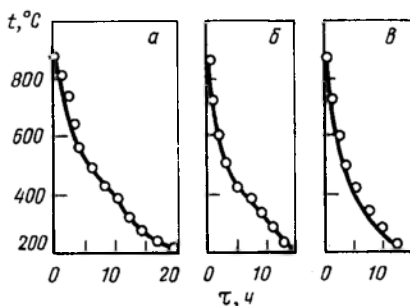


Рис. 121. Изменение температуры по сечению цапф в процессе охлаждения на воздухе с температуры $880\text{—}900^{\circ}\text{C}$ (Ю. А. Башнин, В. М. Коровина):

а — в цапфе диаметром 700 мм на глубине 240 мм; б — в цапфе диаметром 560 мм; в — в цапфе диаметром 490 мм на глубине 100 мм от поверхности

сечении вала ротора. В связи с этим в микроструктуре поковки вала ротора, закаленной в масле, мартенсит отсутствует. Превращение переохлажденного аустенита протекает преимущественно в верхней и средней областях промежуточного превращения.

Анализ результатов испытаний механических свойств по сечению опытной пробы показал, что наряду с повышением характеристик прочности ($\sigma_{0,2} \geq 800 \text{ МПа}$, $\sigma_B \geq 900 \text{ МПа}$) возросла пластичность и особенно ударная вязкость по всему сечению пробы. Уменьшилась анизотропия свойств.

В табл. 32 приведены результаты испытания ударных образцов в интервале от 80 до -193°C . Из этих данных следует, что ударная вязкость в зоне, лежащей на расстоянии 120 мм от поверхности, соответствует $0,6 \text{ МДж}/\text{м}^2$ даже при -88°C .

Критическая температура хрупкости, определенная по количеству кристалличности в изломе, для этой зоны равна 10°C . В зоне, лежащей на расстоянии 270 мм от поверхности, критическая температура хрупкости равна 20°C .

Понижение порога хладноломкости и критической температуры хрупкости по сравнению со значениями этих характеристик для поковок роторов, закаленных в масле, явилось результатом закалки поверхностных слоев на мартенсит и глубинных слоев на нижний бейнит.

Рекомендуемый режим окончательной термической обработки валов роторов с бочкой диаметром 1000—1200 мм из стали 25ХНЗМФА приведен на рис. 122. В рекомендуемой технологии окончательной термической обработки валов роторов предусматривается перед закалкой глубокое подстуживание на воздухе в течение 60—80 мин., что обеспечивает снижение температуры на поверхности бочки до 620—640 °С, на цапфе диаметром 540 мм до 560—580 °С.

Продолжительность охлаждения в воде вала ротора диаметром бочки 1000—1200 мм должна составлять не более 2,5—3 ч с немедленной посадкой на отпуск. Температура отпуска 600—680 °С в зависимости от требуемой прочности. Кроме этого, рекомендуется сократить время выравнивания при температуре 860 °С с 35 до 25 ч, время выравнивания и выдержки до правки с 67 до 45 ч. Общее время окончательной термической обработки при этом сокращается на 15 %.

Таким образом, глубокое изучение особенностей процесса термической обработки крупных поковок для производства роторов и совершенствование применяемой на заводах технологии уже в ближайшее время даст возможность увеличить производительность наиболее перегруженных крупногабаритных термических печей, уменьшить текущие затраты по обработке и капиталоемкость обработки.

Т а б л и ц а 32. Изменение ударной вязкости стали 25ХНЗМФА в зависимости от температуры испытания

Температура, °С	Ударная вязкость, МДж/м ² , на расстоянии от поверхности, мм		Температура, °С	Ударная вязкость, МДж/м ² , на расстоянии от поверхности, мм	
	120	270		120	270
80	1,6	1,6	—40	0,8	0,5
60	1,5	1,4	—60	0,7	0,5
40	1,4	1,5	—88	0,6	0,3
20	1,3	1,2	—104	0,3	0,2
0	1,0	0,9	—138	0,1	0,1
—20	1,0	0,8	—193	0,1	0,05

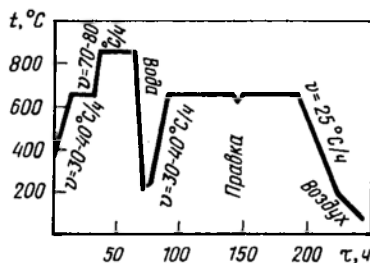


Рис. 122. Рекомендуемый режим окончательной термической обработки валов роторов с бочкой диаметром 1000—1200 мм из стали 25ХНЗМФА

Башнин Ю. А., Цурков В. Н., Коровина В. М. Термическая обработка крупногабаритных изделий и полуфабрикатов на металлургических заводах. М.: Металлургия, 1985. 220 с.

Шаповалов В. И. Влияние водорода на структуру и свойства железоуглеродистых сплавов. М.: Металлургия, 1982. 230 с.

Глава XIX

ОСНОВЫ ТЕХНОЛОГИИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ЗАГОТОВОК ИЗ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ

Значительную часть деталей машин изготавливают из сортового и листового проката, предварительно термически обработанного на металлургических заводах и позволяющего осуществлять обработку резанием, вырубку и штамповку (вытяжку, выдавливание) без дополнительной термической обработки. Наряду с этим заготовки многих деталей изготавливают на машиностроительных заводах методамиковки (горячей штамповки), холодной пластической деформации (штамповка, выдавливание) и литьем. Применение этих видов обработки позволяет повысить коэффициент использования металла, во многих случаях повышает качество деталей за счет благоприятного расположения волокна, снижает трудоемкость изготовления деталей. Поковки, отливки и заготовки для холодного выдавливания подвергают термической обработке, осуществляемой обычно в кузнечных, литейных и метизных цехах машиностроительных заводов.

Применяют следующие основные виды термической обработки:

1. Предварительную термическую обработку для улучшения технологичности стали в процессе изготовления деталей обработкой резанием или холодным пластическим деформированием. После придания деталям требуемой формы и размеров их затем как правило подвергают окончательной термической обработке для придания заданных свойств, обеспечивающих эксплуатационную работоспособность.

2. Предварительную термическую обработку с целью повышения свойств готовых изделий (устранение дефектов структуры литой и деформированной стали, обеспечение наследственной мелкозернистости) либо для повышения технологичности стали при окончательной термической обработке (уменьшение деформации и склонности к перегреву).

3. Окончательную термическую обработку (в основном улучшение либо нормализацию).

1. Предварительная термическая обработка для улучшения обрабатываемости резанием

Обрабатываемость резанием является комплексным понятием; она характеризуется стойкостью инструмента, производительностью резания, усилием резания, качеством обработанной поверхности, видом образующейся стружки и зависит от свойств и структуры обрабатываемого металла.

В единичном и мелкосерийном производстве обрабатываемость резанием оценивают в основном по твердости стали. Однако, особенно в условиях массового и крупносерийного производства, такая оценка является недостаточной, так как показано, что обрабатываемость резанием существенно зависит от структуры и субструктуры обрабатываемой стали.

Виды и режимы предварительной обработки назначают в зависимости от состава стали и условий резания.

Поковки из низкоуглеродистых сталей достаточно хорошо обрабатываются резанием в нормализованном состоянии и послековки обычно не нуждаются в дополнительной термической обработке. При большом объеме механической обработки поковки из сталей, содержащих до 0,2 % С (15, 20, 15Х и др.) рекомендуется подвергать нормализации с ускоренным охлаждением. При этом матрица несколько упрочняется, что уменьшает налипание металла на режущую кромку инструмента, облегчает условия резания и улучшает качество обрабатываемой поверхности.

Поковки из легированных цементуемых сталей марок 18ХГТ, 25ХГТ, 30ХГТ, 14ХГН, 19ХГН, 25ХГМ, 20ХГНМ, 25ХГНМТ, 25ХГНМАЮ и др. подвергают изотермическому отжигу или нормализации. Исследованиями последних лет показано, что наилучшая обрабатываемость резанием обеспечивается при однородной дифференцированной феррито-перлитной структуре с равноосными зернами и определенным соотношением твердости этих структурных составляющих. Оптимальная твердость феррита $H_{\square}$ 1400—2200 МПа, твердость перлита не должна превышать $H_{\square}$ 3000 МПа. Если твердость составляющих выше этих пределов, то увеличивается износ режущих инструментов, если ниже — ухудшается чистота обрабатываемой поверхности. Разность значений твердости перлита и феррита должна быть минимальной, во всяком случае она не должна превышать $H_{\square}$ 700—800 МПа. Не допускается наличие в структуре продуктов промежуточного превращения (с твердостью выше $H_{\square}$ 3500) и сплошных включений карбидов по границам зерен.

Такую структуру обеспечивает изотермический отжиг, схема которого приведена на рис. 123. Этот перспективный процесс пока используют на машиностроительных заводах сравнительно редко, лишь на крупных автомобильных заводах (ВАЗ, КамАЗ, ЗИЛ), в связи с чем он заслуживает более подробного рассмотрения.

Температуру аустенитизации обычно принимают в пределах 870—920 °С в зависимости от марки стали. Время выдержки при этой температуре составляет приблизительно 1 ч. Увеличение температуры нагрева повышает устойчивость переохлажденного аустенита и не обеспечивает его распада по перлитному механизму при последующей изотермической выдержке за технологически приемлемое время (2—4 ч).

Охлаждение от температуры аустенитизации должно быть ускоренным (в течение 4—12 мин) и обычно осуществляется потоком подогретого примерно до 350 °С воздуха в специальных камерах агрегатов изотермического отжига. При более медленном охлаждении после завершения изотермического распада возникает

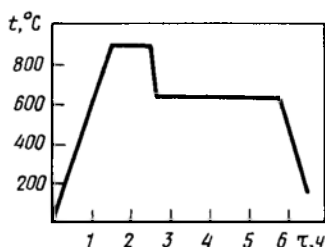


Рис. 123. График изотермического отжига поковки в толкательном агрегате

полосчатая феррито-перлитная структура, связанная с направлением предварительной деформации, что при резании ухудшает чистоту обрабатываемой поверхности. Кроме этого замедление подстуживания увеличивает разность твердости перлита и феррита.

Изотермическая выдержка осуществляется при температурах 620—660 °С в течение времени, необходимого для завершения распада аустенита и некоторой коагуляции карби-

дов. Показано, что для стали марок 20ХГНМТА, 12Х2Н4А, 12ХН3А длительность выдержки должна составлять не менее 4 ч, для сталей 20ХГНМ, 20ХГНР, 15ХГНТА — не менее 2 ч.

Для качественного выполнения изотермического отжига необходимы специальные агрегаты, оборудованные камерой подстуживания, обеспечивающие строгое выполнение достаточно сложного режима, поэтому изотермический отжиг используют обычно для поволоков деталей с большим объемом обработки резанием (например шестерен коробок передач, редукторов ведущих мостов, шлицевых валов ответственного назначения) в условиях массового производства.

Рекомендуется подвергать изотермическому отжигу поковки из углеродистых сталей, содержащих 0,4—1,0 % С, в сечениях диаметром или толщиной до 12 мм, а из легированных сталей — в сечениях до 40 мм в зависимости от содержания легирующих элементов. При больших сечениях ввиду неоднородности превращений по сечению поволоков изотермический отжиг менее эффективен.

Достаточно широко для поволоков из цементуемых сталей используется нормализация. Структура и свойства по сечению поволоков при нормализации менее однородны, количество феррита меньше. Тем не менее на поволоках шестерен коробки передач автомобиля ЗИЛ было установлено малое различие в обрабаты-

ваемости заготовок после нормализации и изотермического отжига, в том случае, если после нормализации получается достаточно однородная феррито-перлитная структура.

Для сталей с высокой устойчивостью переохлажденного аустенита (12ХНЗА, 20ХГНТР, 25ХГНМ и др.) после нормализации выполняют отпуск при 600—700 °С. Твердость в этом случае не должна превышать *HV* 240.

Поковки из углеродистых и низколегированных сталей, содержащих 0,3—0,6 % С (40, 45, 40Х, 40ХН, 40Р, 40ХГТР и др.), для улучшения обрабатываемости резанием подвергают полному отжигу или нормализации, иногда (для легированных сталей) с последующим высоким отпуском. После нормализации твердость углеродистых сталей (30, 35, 40, 45, 47ГТ, 58) не превышает *HV* 230, легированных сталей (40Х и др.) не превышает *HV* 240—250, что обеспечивает их удовлетворительную обрабатываемость резанием. При больших объемах обработки резанием для поковок из этих сталей также рекомендуется изотермический отжиг.

Поковки из инструментальных и подшипниковых сталей подвергают сфероидизирующему отжигу на зернистый перлит. Технология отжига рассмотрена в гл. X и гл. XXIII.

Для высоколегированных конструкционных сталей отжиг с медленным охлаждением в печи не обеспечивает достаточно полного распада аустенита в перлитной области и требуемой низкой твердости. Поэтому используют более сложную обработку, состоящую из отжига с нагревом примерно до 950 °С (для сталей, легированных хромом, молибденом, ванадием) либо до 850 °С (при легировании хромом, никелем, молибденом) и охлаждением с печью до температуры не выше 300 °С, затем выполняют отпуск при температурах 650—700 °С. Для крупных заготовок (диаметром свыше 600 мм) отжиг повторяют дважды, при втором отжиге температуру нагрева понижают на 30—50 °С.

2. Предварительная термическая обработка для улучшения обрабатываемости холодным пластическим деформированием

Все большее количество деталей в машиностроении изготавливают методом холодной объемной штамповки. Это перспективное направление обеспечивает экономию металла и энергии, улучшение качества изделий.

Выполнение холодной объемной штамповки предъявляет повышенные требования к гомогенности и структуре стали. Этим методом в основном получают детали из низко- и среднеуглеродистых сталей с небольшим количеством легирующих элементов. Показано, что решающее значение для улучшения штампуемости имеет сфероидизация цементита, обеспечить которую в широко применяемых легированных сталях типа 40Х, 40ХН, 38ХГНМ, 30ХН2 весьма трудно, так как это требует сложной, длительной и дорогостоящей предварительной термической обработки. Ис-

пользование сталей с преимущественно пластинчатой структурой приводит к значительному снижению стойкости деформирующего инструмента и уменьшает предельно допустимые деформации при изготовлении деталей.

Предварительная обработка должна обеспечить максимальную гомогенизацию матрицы и сфероидизацию карбидов. В связи с этим рекомендуется выполнять ее в два этапа — сначала проводят гомогенизирующий отжиг, затем — обработку для сфероидизации частиц цементита.

Сфероидизация цементита в доэвтектоидных сталях представляет трудную задачу.

Часто используют сфероидизирующий отжиг, выполняемый путем длительной выдержки стали при температурах, максимально близких к точке A_{c1} , но не превышающих ее (обычно 650—700 °С). Термодинамическим стимулом процесса сфероидизации является уменьшение свободной энергии, так как сфероидизированный цемент в ферритной матрице представляет систему с наименьшим уровнем свободной энергии. Если структура стали в исходном состоянии — пластинчатый перлит, то сфероидизация протекает в два этапа: деление карбидных пластин на части неправильной формы (в местах выхода дислокаций и субграниц на межфазную поверхность, в местах изгиба пластин, концентрации напряжений и примесей, увеличивающих активность углерода) и собственно сфероидизация и укрупнение карбидных частиц (за счет растворения мелких частиц и подрастания крупных).

При исходной структуре пластинчатого перлита процесс сфероидизации идет очень медленно и для полного его завершения необходимо выдержка в течение 100 ч и более.

Процесс сфероидизации связан с диффузией атомов железа и углерода. Поэтому все факторы, ускоряющие диффузию, а также способствующие «удалению» сплава от равновесного состояния (ускоренное охлаждение с прокатного нагрева, закалка, пластическая деформация) ускоряют сфероидизацию. Эффект ускорения сфероидизации в холоднотекстурированной стали используется, в частности на металлургических заводах. В этом случае при производстве проката или проволоки со сфероидизированной структурой вначале выполняют обычный отжиг, затем волочение или прокатку и в заключение сфероидизирующий отжиг при температурах, близких к A_{c1} .

Способность стали к холодной пластической деформации достаточно хорошо характеризуется значениями относительного сужения поперечного сечения при стандартных испытаниях на разрыв. Показано, что удовлетворительной штампуемостью обладают стали с $\psi = 50—60\%$. Для холодной объемной штамповки сложных изделий значения ψ должны быть не ниже 60 %, а для особо сложных — не менее 70 %.

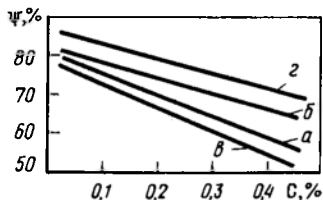
Сфероидизация карбидов улучшает штампуемость тем в большей степени, чем выше содержание углерода в стали. Для мало-

углеродистых сталей эффективность сфероидизации значительно меньше. На рис. 124 показано влияние вида предварительной термической обработки и концентрации углерода в стали на ее штампуемость, оцениваемую по величине относительного сужения. Видно, что низкоуглеродистые стали имеют высокие значения ψ после всех использованных видов термической обработки, при повышенном содержании углерода требуемые свойства достигаются лишь при обработке, обеспечивающей наибольшую сфероидизацию цементита.

Для сталей содержащих 0,3—0,5 % С (45, 35Х, 30ХГСА, 38ХГНМА и др.) и имеющих в исходном состоянии феррито-

Рис. 124. Влияние концентрации углерода и вида термической обработки на величину относительного сужения поперечного сечения:

а — нормализация (нагрев $A_{с2} + 50^\circ\text{C}$); б — изотермический отжиг с частичной аустенитизацией, сфероидизация внутри перлитных участков (нагрев 750°C , 1 ч + изотермическая выдержка 700°C , 3 ч); в — полный отжиг (нагрев $A_{с2} + 50^\circ\text{C}$) с замедленным охлаждением; г — термическое улучшение, сфероидизация по всему объему (закалка с нагревом $A_{с2} + 50^\circ\text{C}$, 1 ч + отпуск 450°C , 4 ч + 700°C , 5 ч)



перлитную структуру с участками продуктов промежуточного превращения, для повышения штампуемости рекомендуется использовать изотермический отжиг с нагревом до $750\text{—}780^\circ\text{C}$ и последующим распадом аустенита при $680\text{—}710^\circ\text{C}$ в течение 1—3 ч.

В ряде случаев могут быть использованы также отжиг при

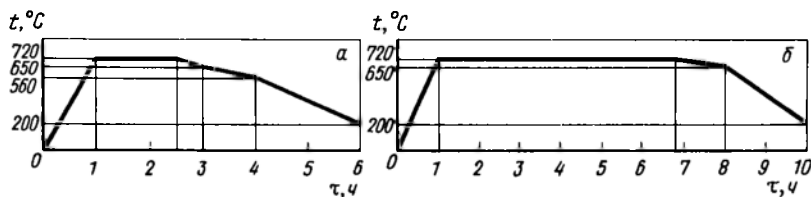


Рис. 125. График отжига заготовок перед холодным выдавливанием для сталей 12ХН (а) и 16ХГ (б)

подкритических температурах (при $680\text{—}710^\circ\text{C}$ в течение 10 ч) либо улучшение. Эти операции обеспечивают удовлетворительное значение относительного сужения, но несколько повышенную, по сравнению с изотермическим отжигом, твердость стали.

Для горячекатаной ленты из стали 18ХГТ хорошая штампуемость получена при отжиге с нагревом до $680\text{—}720^\circ\text{C}$ в течение 8 ч, обеспечившем около 80 % зернистого перлита в структуре.

На рис. 125 приведены графики отжига заготовок перед холодным выдавливанием для сталей 12ХН и 16ХГ.

3. Улучшение поковок

Значительная часть поковок из среднеуглеродистых и легированных сталей подвергают улучшению. При этом в большинстве случаев эта термическая обработка является окончательной.

Улучшение используется для поковок ответственных деталей машин (шатунów, цапф, поворотных кулаков, вилок карданного вала, рычагов и других деталей рулевого управления, кронштейнов), которые либо не подвергаются в дальнейшем механической обработке, либо имеют после улучшения твердость, допускающую обработку резанием отдельных поверхностей ($HV \leq 320$).

На заводах массового производства для улучшения поковок используют толкательные, конвейерные и комбинированные (толкательно-конвейерные) агрегаты, унифицированные по температуре нагрева под закалку. Выдержка заготовок с различной массой регулируется темпом толкания.

Для предотвращения образования избыточного феррита в структуре вследствие подстуживания поковок при их перемещении из печи в закалочный бак, закалочные печи должны быть оснащены специальными механизмами (выталкивателями поддонов), до минимума сокращающими время переноса.

Режимы термической обработки поковок назначают в зависимости от марки стали, массы поковок и требуемой твердости.

4. Предварительная обработка для исправления крупнозернистой структуры

В поковках и штамповках, особенно крупных, деформируемых при высоких температурах, возможно образование крупного зерна, что проявляется в структуре и изломе стали.

Исправление крупнозернистости в поковках из углеродистых и низколегированных сталей с феррито-перлитной структурой достигается фазовой перекристаллизацией с нагревом немного (на 20—40 °C) выше точки A_{c3} при отжиге или нормализации и не представляет особых трудностей.

В легированных сталях вследствие повышенной устойчивости переохлажденного аустенита послековки с охлаждением на воздухе могут образоваться структуры кристаллографически упорядоченного типа (мартенсит, бейнит, видманштеттова структура). В этом случае в результате нагрева лишь незначительно выше точки A_{c3} исправление структуры и излома может быть только частичным или совершенно отсутствовать ввиду проявления структурной наследственности. Это связано с особенностями механизма образования аустенита, приводящими к восстановлению исходного размера зерна. Даже при повторении нагрева несколько раз крупнозернистая структура может оказаться практически не исправленной, если охлаждение в каждом цикле обработки было недостаточно медленным.

Если нагрев немного выше A_{c3} не приводит к измельчению зерна и исправлению излома, то может потребоваться нагрев до более высоких температур в аустенитной области (иногда до 1000—1050 °C). Уменьшение размера зерна в этом случае дости-

гается за счет рекристаллизации аустенита, обусловленной фазовым наклепом, вследствие изменения удельного объема в процессе $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения. Такая обработка приводит к некоторому, хотя и не очень резкому, измельчению зерна. Для получения очень мелкого зерна в этом случае может потребоваться еще один нормальный нагрев выше A_{c3} . В частности, двойную обработку используют для улучшаемых поковок из стали марок 38ХГМ, 40ХГНМ и др., где для измельчения зерна перед улучшением применяют предварительную нормализацию с нагревом до 870—890 °С. Температура закалки при улучшении 830—860 °С.

В отдельных случаях в поковках из конструкционных легированных сталей и после двойной обработки может сохраниться крупнозернистый излом при мелкозернистой металлографической структуре. Это может быть следствием очень сильного перегрева при ковке, приведшего к выделению по границам аустенитных зерен неметаллических фаз. Такой дефект (камневидный излом первого типа) не может быть исправлен термической обработкой.

Наряду с повышением температуры нагрева важно также создать такие условия охлаждения, чтобы произошел распад аустенита с образованием феррито-перлитной структуры. При этом следует учитывать замедление распада переохлажденного аустенита вследствие его крупнозернистости, повышенной легированности, что приводит к необходимости снижения скорости охлаждения (при обычном отжиге), или к увеличению времени изотермической выдержки (при изотермическом отжиге).

В цементуемых легированных сталях наличие крупнозернистой структуры в заготовках, поступающих на цементацию, приводит к получению крупного зерна в цементованном слое после цементации. Для предотвращения этого поковки подвергают нормализации.

Для поковок из высоколегированных сталей марок 20Х2Н4А, 18Х2Н4ВА и др. используют более сложную термическую обработку, включающую:

а) предварительный высокий отпуск при 640 °С в течение 5—24 ч с охлаждением на воздухе. Отпуск обеспечивает превращение кристаллографически упорядоченных структур (мартенсита, бейнита) в равновесные и приводит к созданию многочисленных центров кристаллизации аустенита при последующем нагреве; б) нормализацию при 910 °С со скоростью нагрева не менее 20 °С/мин для измельчения зерна путем фазовой перекристаллизации; в) отпуск при 640 °С в течение 4—24 ч с охлаждением с печью для улучшения обрабатываемости резанием.

Применение предварительного высокого отпуска перед нормализацией поковок из высоколегированных цементуемых сталей является эффективным средством повышения прочности цементуемых деталей, так как обеспечивает измельчение зерна в 3—4 раза и повышает предел прочности при изгибе цементованной стали.

5. Предварительная термическая обработка для повышения свойств готовых изделий, основанная на использовании частиц вторых фаз

Повышение прочности стали при достаточном запасе пластичности (вязкости) может быть достигнуто на всех стадиях за счет измельчения аустенитного зерна. Наиболее эффективно измельчение зерна проявляется при высокопрочном состоянии стали.

Одним из направлений получения мелкозернистого аустенита является применение скоростного нагрева под закалку при предварительно подготовленной (дисперсной) исходной структуре. В качестве предварительной обработки обычно используют нормализацию (для среднеуглеродистых конструкционных сталей), реже, при необходимости получения особо мелкого зерна (13—14 баллов), применяют предварительную закалку или улучшение.

Другим направлением, обеспечивающим наследственную мелкозернистость конструкционных улучшаемых и цементуемых сталей является использование частиц вторых фаз путем регулирования их количества и размера. Такими частицами могут служить дисперсные труднорастворимые карбиды, а также нитриды алюминия, титана, ванадия и ниобия. Эти частицы оказывают барьерное действие на миграцию границ зерен при нагреве и сами могут внести заметный вклад в упрочнение сплава.

Средний размер устойчивого (в определенном интервале температур) зерна аустенита $d_{уст}$ связан с количеством и дисперсностью вторых фаз соотношением: $d_{уст} \approx K(d/f)$, где K — коэффициент; d — средний размер частиц второй фазы; f — объемная доля частиц второй фазы (относительная доля объема, занимаемого частицами в объеме сплава).

Из этого соотношения следует возможность уменьшения размера аустенитного зерна путем увеличения объемной доли частиц и их измельчения.

Для увеличения объемной доли вторых фаз в сталь вводят элементы (Al, Ti, V, Nb), образующие нитриды или карбиды. Азот, необходимый для образования нитридов, как правило присутствует в стали в количестве, обусловленном технологией металлургического производства. Однако содержание азота обычно не является сдаточной характеристикой состава стали, не контролируется и в зависимости от технологии выплавки стали может изменяться в весьма широких пределах. Поэтому в последние годы все чаще начинают специально вводить азот при выплавке стали для обеспечения гарантированного его содержания (например в стали 25ХГНМАЮ).

Для обеспечения мелкозернистости аустенита недостаточно лишь увеличить объемную долю частиц вторых фаз, а необходимо также обеспечить их присутствие в весьма мелкодисперсном состоянии. При нагреве до высоких температур (под ковку, штамповку) частицы вторых фаз растворяются в аустените и вновь выделяются

при последующем охлаждении. При медленном охлаждении от температурыковки до $\sim 700^{\circ}\text{C}$ эти частицы выделяются из аустенита и характеризуются довольно большими размерами (до $500\text{ \AA}$), общее их количество относительно невелико и эффективность их сдерживающего влияния на рост аустенитного зерна при последующем нагреве также невелика.

При быстром охлаждении (в воде) частицы не успевают выделиться в верхнем диапазоне температур ($1000\text{--}700^{\circ}\text{C}$) и выделяются в феррите уже в процессе охлаждения послековки или при последующих нагревах при окончательной термической обработке. В этом случае их размер значительно меньше ($50\text{--}250\text{ \AA}$), и они весьма эффективно сдерживают рост аустенитного зерна. В силу изложенного быстрое охлаждение от температуры окончанияковки или штамповки в аустенитной области является неизменным условием получения мелких частиц.

Во избежание образования трещин поковки быстро охлаждаются лишь до $500\text{--}700^{\circ}\text{C}$, после чего — на воздухе и подвергают дополнительной термической обработке для улучшения обрабатываемости резанием. Эту обработку можно выполнить и с использованием остаточного тепла горячей деформации, для чего поковки быстро охлаждают до $700\text{--}500^{\circ}\text{C}$, затем подвергают изотермической выдержке при $600\text{--}680^{\circ}\text{C}$ длительно до 3 ч, замедленно охлаждают до $\sim 400^{\circ}\text{C}$ и далее — на воздухе.

Эффект измельчения зерна за счет регулирования дисперсности вторых фаз можно обеспечить не только ускоренным охлаждением непосредственно послековки, но и путем дополнительной термической обработки поволоков с отдельного нагрева. В этом случае поковки нагревают до высоких температур, обеспечивающих растворение частиц вторых фаз ($1200\text{--}1300^{\circ}\text{C}$), затем быстро охлаждают таким же образом, как и в предыдущем случае непосредственно послековки. Если температура нагрева будет недостаточно высока, то вместо растворения частиц вторых фаз может произойти их коагуляция; в таком случае эффективность предварительной обработки будет утрачена и при окончательном нагреве (при цементации, закалке) произойдет интенсивный рост зерна. Для стали марок 18ХГТ, 25ХГТ, 25ХГМ, 25ХГНМАЮ коагуляция частиц вторых фаз интенсивно развивается при температурах $1050\text{--}1150^{\circ}\text{C}$, для стали 19ХГН — при температурах $1020\text{--}1150^{\circ}\text{C}$.

Положительное влияние предварительной обработки с использованием частиц вторых фаз проявляется также и в стабилизации деформации деталей при окончательной термической обработке в связи с меньшим разбросом прокаливаемости стали.

6. Особенности технологии термической обработки отливок

Особенностями литого металла по сравнению с деформированным (послековки, горячей штамповки) являются:

1. Химическая неоднородность, связанная с дендритной ликвацией. Эта неоднородность проявляется в различии химического

состава в осях и межосных пространствах отдельных дендритов (кристаллов). В основном ликвидируют сера, фосфор, углерод и карбидообразующие элементы. Дендритная ликвация тем больше, чем крупнее дендриты, поэтому их измельчение в процессе кристаллизации является наиболее эффективным способом повышения однородности химического состава отливок.

2. Структурная неоднородность, проявляющаяся в неодинаковости размеров и формы зерен закристаллизовавшегося металла. Ближе к поверхности размеры кристаллов меньше, главные оси в соседних кристаллах параллельны и вытянуты в направлении преимущественного теплоотвода (зона столбчатых кристаллов). В центральных зонах массивных отливок кристаллы крупнее и более равноосные, их главные оси имеют различные направления (зона неориентированных кристаллов).

В тонких отливках зона столбчатых кристаллов обычно распространяется на все сечение стенки. Размеры кристаллов зависят от многих факторов, в том числе от толщины стенки, условий кристаллизации, химического состава стали, наличия модификаторов и т. д. Измельчению дендритов способствуют повышение скорости охлаждения при кристаллизации и применение модификаторов.

3. Физическая неоднородность — нарушение сплошности литой стали в виде раковин, пористости и трещин. Кроме того в процессе затвердевания и последующего охлаждения в отливках возникают внутренние напряжения. Они могут вызвать горячие и холодные трещины, коробление отливок. Суммируясь с термическими напряжениями при нагреве под термическую обработку или с рабочими напряжениями при эксплуатации остаточные напряжения могут вызвать разрушение литых деталей.

Термической обработкой можно устранить внутренние напряжения и структурную неоднородность, уменьшить химическую неоднородность, повысить комплекс механических свойств.

В зависимости от назначения и требований, предъявляемых к литым деталям, отливки из углеродистых и легированных сталей разделяются на три группы:

Группа I. Отливки общего назначения, предназначенные для деталей, не рассчитываемых на прочность, конфигурация и размеры которых определяются только конструктивными и технологическими соображениями. Эти отливки контролируются только по внешнему виду, размерам и химическому составу.

Группа II. Отливки ответственного назначения для деталей, рассчитываемых на прочность и работающих при статических нагрузках. В отливках контролируются: внешний вид, размеры, химический состав, механические свойства (предел текучести или временное сопротивление, относительное удлинение).

Группа III. Отливки особо ответственного назначения для деталей, рассчитываемых на прочность и работающих при циклических и динамических нагрузках. В этих отливках дополнительно

к параметрам группы II контролируется также ударная вязкость.

Для отливок из хладостойких сталей нормируемым показателем является ударная вязкость при температурах $+20^{\circ}\text{C}$ и -60°C .

В число контролируемых показателей (особенно для отливок из высоколегированной стали) дополнительно могут быть вклю-

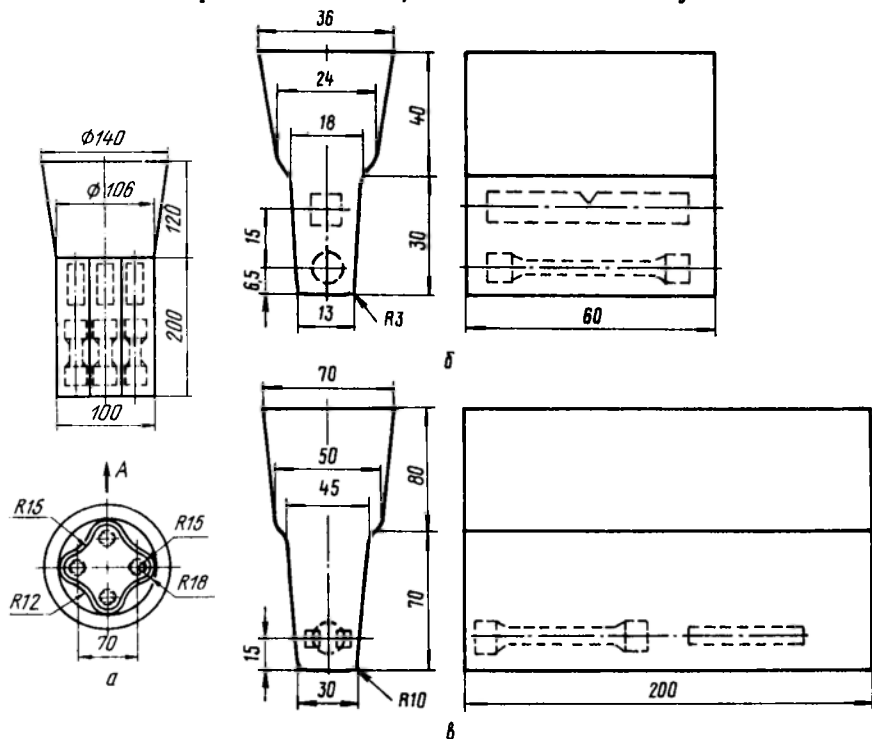


Рис. 126. Конфигурация и размеры пробных брусков и схема вырезки образцов

чены: твердость, механические свойства при пониженных и повышенных температурах, микроструктура, жаростойкость, стойкость против межкристаллитной коррозии и др. В этом случае контролируемые показатели и дополнительные требования вносят в нормативно-техническую документацию.

Химический состав стали определяют на пробе, отбираемой в середине разливки каждой плавки.

Механические свойства определяют на образцах, вырезаемых от пробных брусков, отливаемых в середине разливки каждой плавки. Различные формы и размеры брусков, а также схемы вырезки образцов представлены на рис. 126, а—г. Пробные бруски отливают в тех же условиях, что и отливки, и термически обрабатывают вместе с отливками. Тем не менее механические свойства металла в отливках могут существенно отличаться от свойств,

определяемых на образцах из пробных брусков, что связано с различными условиями питания и кристаллизации отливок и как следствие с различной степенью развития всех упомянутых видов неоднородности, в основном пористости и структуры металла.

При одинаковом химическом составе и одинаковой прочности литая сталь обычно отличается от деформированной несколько меньшей пластичностью и вязкостью, изотропностью свойств независимо от направления вырезки образцов, различной склонности к отпускной хрупкости.

Отливки общего назначения разрешается, по согласованию с потребителем, поставлять без термической обработки или после отжига (650—700 °С) для уменьшения внутренних напряжений.

Обрезку литников, прибылей, зачистку отливок проводят до термической обработки.

Отливки ответственного и особо ответственного назначения из углеродистых и легированных сталей подвергают термической обработке. Виды термической обработки и механические свойства стали для отливок нормированы соответствующими стандартами, в частности ГОСТ 977—75 (для углеродистых и легированных сталей), ГОСТ 2176—77 (для высоколегированных сталей), ГОСТ 21357—75 (для хладостойких и износостойких сталей).

В зависимости от марки стали, технологии дальнейшей механической обработки и требуемых свойств используют главным образом следующие виды термической обработки: отжиг, нормализацию (с отпуском) и улучшение.

Отливки из углеродистой стали марок от 15Л до 55Л подвергают предварительной и окончательной термической обработке.

В качестве предварительной обработки применяют отжиг или нормализацию с отпуском. При этом улучшается обрабатываемость резанием, а также обеспечивается снятие внутренних напряжений, подготовка структуры к последующей окончательной термической обработке, улучшаются механические свойства (особенно в крупных отливках с развитой неоднородностью). Ввиду того, что предварительная обработка исправляет литую структуру, температуру нагрева при окончательной термической обработке назначают ниже, добиваясь большей мелкозернистости отливок.

Поскольку различие исходной структуры в отливках гораздо больше, чем в деформированном металле, то и режимы нагрева при термической обработке могут изменяться в широких пределах. При этом температуру нагрева выбирают таким образом, чтобы устранить следы литой структуры и не вызвать интенсивного роста зерна. Для крупных отливок с развитой структурной и химической неоднородностью эта температура может существенно превышать температуру соответствующей обработки для деформированного металла.

Иногда для измельчения зерна используют двойную фазовую перекристаллизацию. Например, высокий комплекс свойств в отливках из стали 45Л со стенками толщиной до 25 мм достигается

при обработке по следующему режиму: нормализация 960 °С, закалка 840 °С в воде, отпуск при 600 °С. Такая сложная обработка повышает стоимость отливок и должна быть экономически обоснована с учетом повышения свойств деталей.

Отливки из легированных сталей подвергают тем же видам термической обработки, что и из углеродистых сталей.

Исправлять грубозернистую структуру в литых легированных сталях труднее, чем в углеродистых. В ряде случаев приходится использовать двойную обработку: высокотемпературный отжиг или нормализацию в сочетании с обычной нормализацией, отжигом или закалкой при нагреве немного выше $A_{с3}$.

В крупных массивных отливках из легированных сталей возможна сильно развитая дендритная ликвация. Уменьшить ее можно гомогенизирующим отжигом с нагревом до 1100—1150 °С и длительной выдержкой (10—15 ч). За счет диффузии состав стали в пределах дендритов несколько, но не полностью, выравнивается. В то же время при таком отжиге происходит сильный рост зерна, и для его измельчения необходим дополнительный обычный отжиг.

Для термической обработки отливок используют печи периодического и непрерывного действия. Весьма распространены печи с выдвижным подом (для отжига и нормализации). Укладку отливок на под печи или на поддоны проводят таким образом, чтобы обеспечить равномерный нагрев и отсутствие коробления под действием собственной массы или массы других отливок. Если нужно совместно нагревать различные по размеру и массе отливки, то на середину пода печи или поддона устанавливают средние отливки, по бокам — тяжелые, сверху — мелкие.

Отливки сложной формы, склонные к короблению, укладывают в один ряд по высоте, при необходимости применяя подставки, распорные и стяжные планки. Для обеспечения равномерности нагрева отливки укладывают на специальные подставки, обеспечивающие доступ тепла в нижнюю часть садки.

Отливки из углеродистых и низколегированных сталей можно загружать в предварительно нагретую печь. Время выдержки после прогрева садки определяют из расчета 1 ч на каждые 25 мм наибольшего сечения отливки.

Условия охлаждения и закалочные среды выбирают в зависимости от марки стали. Отливки несложной формы из углеродистых сталей охлаждают при закалке в воде, отливки из легированных сталей — как правило в масле.

Для предотвращения образования трещин отливки следует сразу же после закалки подвергать отпуску. Продолжительность выдержки при отпуске для отливок сечением до 25 мм составляет 2 ч, для более толстых отливок добавляют 30 мин на каждые 25 мм сечения.

Термическая обработка отливок из высоколегированных сталей, используемых в основном в химической и авиационной про-

мышленности, характеризуется большим разнообразием. Режимы обработки приведены в соответствующих стандартах (ГОСТ 2176—77, ГОСТ 21357—75 и др.).

Для сталей мартенситного класса используют в основном нормализацию (или закалку) с высоким отпуском, часто перед этим выполняют отжиг для устранения крупнозернистости и уменьшения внутренних напряжений.

Для аустенитных сталей используют закалку с высоких температур (1050—1180 °С в зависимости от марки стали), обеспечивающих растворение избыточных фаз и гомогенность твердого раствора. Охлаждение проводят в воде, масле или на воздухе.

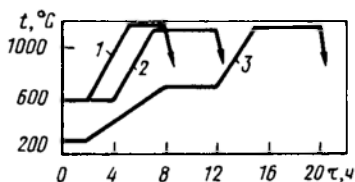


Рис. 127. Графики режимов термической обработки отливок из стали 110Г13Л. Толщина стенок мм:

1 — не более 50; 2 — 50—100 мм;
3 — свыше 100 мм

Режимы термической обработки некоторых литых сталей и механические свойства приведены в табл. 33.

Особенностью высоколегированных сталей является их низкая теплопроводность и высокий коэффициент линейного расширения, что приводит к возникновению больших остаточных напряжений. В связи с этим отливки следует нагревать медленно, используя посадку в холодную печь или ступенчатый нагрев (рис. 127).

В последние годы интенсивно расширяется производство отливок из модифицированных сталей, характеризующихся при термической обработке некоторыми особенностями. В частности при модифицировании азотом и ванадием прокаливаемость стали существенно зависит от температуры нагрева под закалку. Так при закалке стали 40РЛ, модифицированной 0,01 % азота и 0,1 % ванадия, с температуры 830—860 °С прокаливаемость ее ниже, чем немодифицированной (за счет мелкозернистости аустенита); при температуре нагрева под закалку 880 °С прокаливаемость одинаковая, при нагреве до 920—960 °С прокаливаемость модифицированной стали значительно больше за счет растворения модификаторов в аустените и повышения его устойчивости к распаду.

У модифицированной стали выше устойчивость к отпуску. Для отпуска на ту же твердость требуется повышение температуры нагрева на 50—100 °С по сравнению с немодифицированной сталью. Это связывают как с упрочнением металла выделяющимися нитридами и карбидами ванадия, так и повышением под влиянием азота энергии активации процесса коагуляции продуктов распада мартенсита при отпуске.

Модифицирование приводит к значительному уменьшению химической и структурной неоднородности в условиях литья и термической обработки фасонных отливок. Этим объясняется существенно более высокая пластичность и вязкость модифицированной стали.

Т а б л и ц а 33. Режимы термической обработки и механические свойства некоторых литых сталей

Марка стали	Операции термической обработки и температура нагрева, °С	Механические свойства (не менее)				
		$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %	ψ , %	KCU , кДж/м²
<i>Углеродистая сталь</i>						
20Л	Нормализация 910—930, отпуск 670—690	220	420	22	35	500
45Л	Нормализация 860—880, отпуск 600—630	320	550	12	20	300
	Закалка 860—880, отпуск 550—600	400	600	10	20	250
<i>Легированная сталь</i>						
30ГСЛ	Нормализация 870—980, отпуск 570—600	350	600	14	25	300
	Закалка 920—950, отпуск 570—650	400	650	14	30	500
35ХМЛ	Нормализация 860—880, отпуск 600—650	400	600	12	20	300
	Закалка 860—870, отпуск 600—650	550	700	12	25	400
20ХГСНДМЛ	Закалка 910—930, отпуск 640—660	500	650	12	20	400
<i>Высоколегированная сталь</i>						
20Х5МЛ *1	Отжиг 950, нормализация 950, отпуск 680—720	400	600	16	30	400
15Х13Л *2	Отжиг 950, закалка 1050, отпуск 750	400	550	16	45	500
12Х18Н9ТЛ *3	Закалка 1050—1100, отпуск 860—880	200	450	25	32	600
120Г13Х2БЛ *3	Закалка 1050—1100	480	750	20	30	1800
110Г13Л *3	Закалка 1050—1100	По соглашению с потребителем				

*1 Мартенситный класс. *2 Мартенситно-ферритный класс. *3 Аустенитный класс.

Температура аустенитизации при термической обработке модифицированной стали назначается несколько выше. Например для модифицированной стали марки 40РЛ оптимальная температура аустенитизации составляет 950—1000 °С вместо 840—890 °С для немодифицированной стали. Это обеспечивает более эффективную гомогенизацию металла и не сопровождается значительным укрупнением зерна аустенита. При модифицировании существенно улучшаются характеристики прочности и пластичности феррито-перлитных и перлитных сталей как в нормализованном, так и в улучшенном состояниях.

7. Очистка заготовок от окалины

Очистку поверхности поковок и отливок часто осуществляют после их термической обработки. В основном используют очистку дробью, галтовку и травление. Значительно реже для поковок массой до 10 кг при точной штамповке используют ультразвуковой способ очистки, являющийся в настоящее время самым дорогим.

Галтовка

Заготовки загружают в специальные цилиндрические или многогранные барабаны или колоколы, и при вращении подвергают абразивному действию песка, стальной дробы, опилок, фарфоровой крошки, боя абразивных кругов и т. п.

Галтовке подвергают заготовки простой конфигурации массой не более 15 кг, для которых точность размеров не имеет большого значения. В случае, когда можно допустить наклеп поверхности, используют мокрую галтовку, для чего в барабаны добавляют органические растворители, водные растворы щелочей или кислот. Иногда барабаны с изделиями целиком погружают в ванны с соответствующими реагентами.

В качестве рабочей (шлифующей) среды рекомендуется использовать щебень, фарфоровый бой, а также синтетическую окись алюминия. Щебень дешев, но не обладает достаточной прочностью и быстро разрушается; окись алюминия обладает высокой твердостью и прочностью и поэтому гораздо долговечнее.

Если поверхностное упрочнение нежелательно, следует применять сухую галтовку. В этом случае для поглощения масла, пыли, измельченной окалины и ржавчины в барабан вместе с заготовками загружают древесные опилки в количестве до 25 % от объема обрабатываемых заготовок. Барабан заполняют заготовками и опилками примерно на 80 % своего объема. Скорость вращения барабана 30—50 об/мин. Продолжительность цикла очистки — 20—120 мин в зависимости от конфигурации заготовок и толщины окалины.

Травление

Очистку травлением применяют только для ответственных заготовок сложной конфигурации. Используют обработку в растворах серной кислоты (концентрация 5—20 %, время травления 10—40 мин), реже — в соляной, фосфорной, азотной и др. кислотах.

Следует учитывать, что при травлении изделий в растворах серной кислоты не только удаляется окалина и ржавчина, но и сам металл. Для предотвращения потерь металла в раствор добавляют ингибиторы, уменьшающие скорость растворения металла в тысячи раз, а также специально разрабатывают и строго контролируют режим травления.

Кроме того травление в кислотах может привести к растворению водорода в металле и вызвать «водородную хрупкость».

Очистка дробью

Этот способ является самым распространенным для очистки заготовок на заводах массового производства, где используют два варианта процесса: дробеметную и дробеструйную очистку.

В дробеметных установках поверхность заготовок очищают веерным потоком чугуновой или стальной дроби, выбрасываемой под действием центробежных сил с большой скоростью (около 80 м/с) от вращающегося рабочего колеса. В зависимости от способа транспортировки изделий используют барабаны периодического или непрерывного действия, вращающиеся столы, проходные и стационарные камеры.

Диаметр частиц чугуновой дроби составляет 0,5—2 мм. Стальная дробь (литая или рубленая) дороже, однако ее применение становится экономически оправданным, если учесть значительно меньший износ лопаток и расход дроби; твердость стальной дроби *НВ* 400—500.

Дробеструйный способ уступает дробеметному по производительности и превосходит его по стоимости. При этом способе дробь увлекается воздушным потоком и через сопло направляется на очищаемую поверхность. Эффективность очистки зависит от твердости очищаемого материала, скорости потока, угла наклона струй, расстояния от сопла до очищаемого изделия. Сопла из чугуна и стали имеют низкую стойкость (2—5 ч), гораздо продолжительнее (до 200—250 ч) работают сопла со вставками из твердых сплавов ВК-2, ВК-6, ВК-8, ЦМ-322. Эффективность дробеструйной очистки тем выше, чем выше твердость очищаемой поверхности.

РЕКОМЕНДАТЕЛЬНЫЙ БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

Кальнер В. Д. — В кн.: Термическая обработка в машиностроении: Справочник. М.: Машиностроение, 1980, с. 188—227, с. 519—537.

Козлов Ю. С., Кузнецов О. К., Тельнов А. Ф. Очистка изделий в машиностроении. М.: Машиностроение, 1982. 262 с.

Садовский В. Д. Структурная наследственность в стали. М.: Металлургия, 1973. 206 с.

Глава XX

ТЕХНОЛОГИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ КОЛЕНЧАТЫХ И РАСПРЕДЕЛИТЕЛЬНЫХ ВАЛОВ ДВИГАТЕЛЕЙ ВНУТРЕННЕГО СГОРАНИЯ

В современной технике используют двигатели внутреннего сгорания различного типа. Условия работы деталей в зависимости от типа и характеристики двигателя весьма разнообразны, в связи

с чем для их изготовления применяют различные конструкционные материалы и методы упрочнения. Корпусные детали (блоки, картеры, головки цилиндров, трубопроводы) изготавливают из алюминиевых, магниевых сплавов и чугунов, поршни — из жаропрочных алюминиевых сплавов. Из стали и чугуна изготавливают коленчатые и распределительные валы, клапаны, шатуны, поршневые пальцы, коромысла и т. д. Коленчатые и распределительные валы являются наиболее сложными и тяжелонагруженными деталями, технология их упрочнения индивидуальна и характеризуется рядом особенностей.

1. Термическая обработка коленчатых валов

Работоспособность коленчатых валов в основном определяется износостойкостью шатунных и коренных шеек и способностью

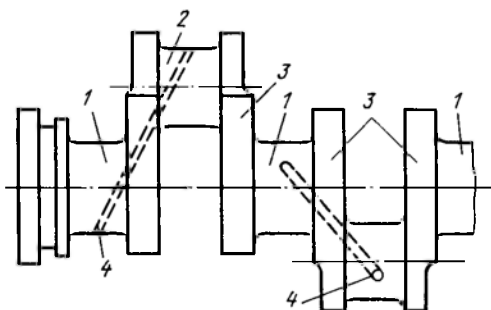


Рис. 128. Схема элемента коленчатого вала многоцилиндрового двигателя:
1 — коренные шейки; 2 — шатунные шейки; 3 — щеки; 4 — маслоподводящие отверстия

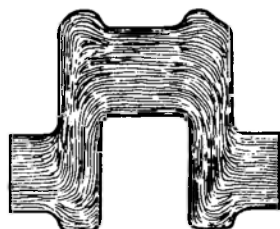


Рис. 129. Схема макроструктуры штампованной заготовки коленчатого вала

противостоять усталостным разрушениям при циклических изгибающих нагрузках, начинающимся, как правило, у галтелей в местах сопряжений щек с шейками (рис. 128).

Существуют три основных варианта изготовления и упрочнения коленчатых валов, рассмотрим их.

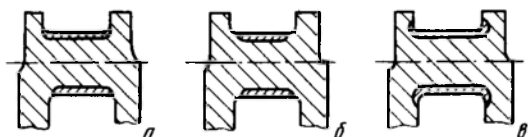
1. Коленчатые валы из среднеуглеродистых сталей с упрочнением шеек поверхностной закалкой при индукционном нагреве.

Для этого используют стали марок 45, 50, 45Г2, 45ХН и т. п. Заготовки валов получают горячей штамповкой с обеспечением благоприятного расположения волокон металла в соответствии с конфигурацией вала (рис. 129). После штамповки заготовки для улучшения обрабатываемости резанием и подготовки структуры к последующей индукционной поверхностной закалке подвергают нормализации. Режимы нагрева назначают в зависимости от марки стали, в частности валы двигателей автомобилей ЗИЛ массой 50—60 кг из стали 45 нагревают до 880—900 °С. Твердость

после нормализации должна соответствовать *HV 163—197*. Контроль качества нормализации проводят по твердости (10 % заготовок от партии) и выборочно по микроструктуре (нормируется размер зерен феррита и перлита). Для предотвращения деформации заготовок их следует нагревать в подвешенном (вертикальном) состоянии в агрегатах с подвесной садкой. Заготовки подвешивают к кареткам, движущимся через печь вместе с цепным конвейером.

Целесообразно нагрев при нормализации выполнять с использованием остаточного тепла от горячей штамповки. При этом для устранения крупнозернистости необходимо обеспечить перекристаллизацию структуры, для чего горячие заготовки после штамповки (1050—1100 °C) должны быть охлаждены до температуры,

Рис. 130. Схема конфигурации закаленного слоя на шейках:
а — граница закаленного слоя совпадает с галтелью; *б* — граница слоя не доходит до галтели; *в* — закаленный слой охватывает галтель



достаточной для полного распада аустенита. Ввиду малой устойчивости аустенита в углеродистых и низколегированных сталях заготовки из этих сталей достаточно охладить до 600—650 °C. Такое подстуживание осуществляют путем соответствующей выдержки заготовок на воздухе после штамповки либо, при непрерывном процессе производства, в камерах охлаждения, являющихся составной частью агрегатов для нормализации. Только после этого заготовки нагревают до температуры нормализации.

После механической обработки шейки валов упрочняются поверхностной закалкой при индукционном нагреве. Шейки подвергаются одновременной закалке либо поочередно, либо группами (по несколько шеек за один цикл). Так как при поверхностной закалке вблизи границы закаленного слоя на поверхности возникают остаточные растягивающие напряжения, необходимо обеспечить такое расположение закаленного слоя, чтобы максимум этих напряжений не совпадал с галтелью, являющейся наиболее опасной зоной для усталостного разрушения.

На рис. 130 представлены различные конфигурации закаленного слоя в шейках. Вариант, представленный на рис. 130, *а*, где граница закаленного слоя совпадает с галтелью, является недопустимым, так как приведет к преждевременному усталостному разрушению вала. Вариант, представленный на рис. 130, *б*, когда закаленный слой оканчивается на некотором расстоянии от галтели, является наиболее распространенным в настоящее время. Закалка по варианту, представленному на рис. 130, *в*, когда закаленный слой охватывает галтели, является наилучшей, так как повышает усталостную прочность вала в 1,5—1,8 раза.

Для закалки шеек используют станки различной конструкции. Весьма распространены до настоящего времени станки с горизон-

тальным и наклонным расположением вала, в которых шейки нагреваются и охлаждаются без вращения поочередно в разъемных цилиндрических индукторах с зажимным контактом между двумя полукольцами. Недостатком таких станков являются неравномерность слоя (его сужение и уменьшение глубины в местах разъемов полуколец индуктора) и трудность поддержания постоянного равномерного зазора между индуктором и шейками.

Более перспективными являются станки, в которых осуществляется нагрев вращающихся шеек в петлевых индукторах,

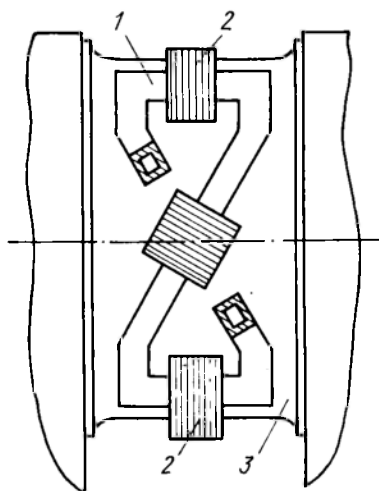


Рис. 131. Схема петлевого индуктора закалочного станка фирмы «АЕГ Эло-терм» ФРГ:

1 — индуктирующий провод; 2 — магнитопровод; 3 — закаливаемая шейка коленчатого вала

охватывающих лишь часть окружности шейки. Схема петлевого индуктора представлена на рис. 131. Индуктор вместе с закалочным трансформатором установлен на перемещающейся с помощью следящей подвески траверсе и повторяет траекторию движения шеек коленчатого вала при его вращении в центрах относительно оси коренных шеек (рис. 132). Вращающаяся шейка (30—120 об/мин) постепенно (обычно в течение 10—20 с) нагревается на заданную глубину и затем охлаждается водяным душем из спрейера, конструктивно связанного с траверсой. Нагрев шеек коленчатого вала «с вращением» обеспечивает большую однородность по ширине и глубине закаленного слоя. Однако в этом случае равномерность слоя может нарушаться в связи с различием

электрического режима нагрева при прохождении индуктора между шеек и вне их. Для устранения этого необходимо поддерживать постоянными электрические параметры индуктора (напряжение) посредством автоматических регуляторов. Обычно глубина закаленного слоя составляет 3—5 мм. Индукторы питаются от генераторов с частотой 8—10 кГц. При часовой производительности 60—70 валов двигателей грузовых автомобилей (ГАЗ) или тракторов (СМД-60) общая мощность генераторов составляет 500 кВт.

Для получения высокой износостойкости шеек необходимо обеспечить после закалки поверхностный слой со структурой мартенсита и высокой твердостью. На практике из-за опасности появления трещин и коробления часто несколько смягчают условия охлаждения, ограничиваясь твердостью шеек HRC 52—54.

При поверхностной закалке полых шеек с толщиной стенки 12—15 мм во избежание сквозного прогрева стенки сокращают

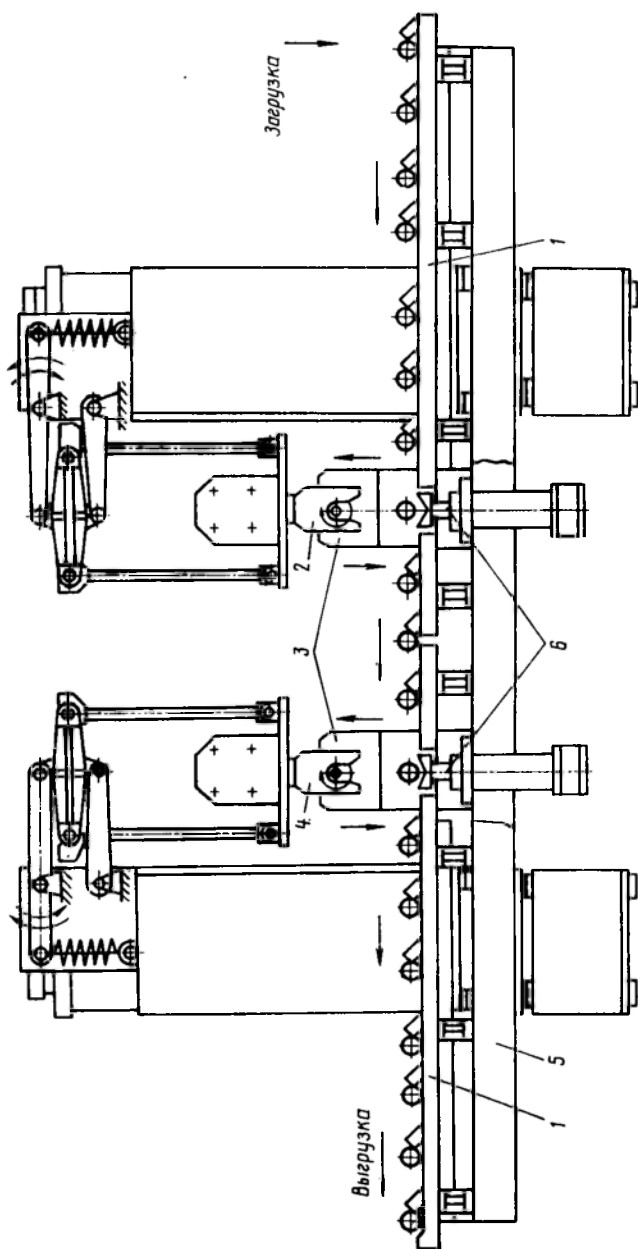


Рис. 132. Схема установки для закалки шеек коленчатых валов с вращением:

1 — транспортеры; 2 — индуктор для коренных шеек; 3 — шпиндельные головки; 4 — индуктор для шатунных шеек; 5 — станина; 6 — подъемники

время нагрева при повышении его удельной мощности, что приводит к некоторому перегреву и получению вследствие этого в закаленном слое среднегольчатого мартенсита. Учитывая преобладающее влияние конфигурации и толщины закаленного слоя на усталостную прочность вала, такая закалка в ряде случаев является допустимой.

Значительную опасность, особенно при закалке в разъемных индукторах без вращения валов, представляют трещины у маслоподводящих отверстий. Они возникают вследствие перегрева кромок из-за повышенной плотности индуктированного тока около отверстий (рис. 133). Для уменьшения перегрева снимают фаски у краев отверстий, а также применяют заглушки (медные либо стальные с медненной поверхностью), вставляемые в отверстия.

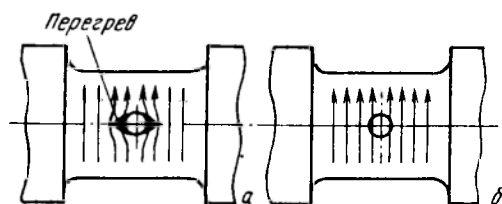


Рис. 133. Схема распределения тока в шейке коленчатого вала:

а — при открытом маслоподводящем отверстии; б — при применении стальных заглушек

Металлические заглушки при их плотном контакте с поверхностью отверстия перераспределяют ток и выравнивают нагрев (см. рис. 133).

При закалке валов «с вращением» опасность возникновения трещин у маслоподводящих отверстий меньше из-за частичного выравнивания температуры в промежутки времени, когда нагретый участок выходит из-под индуктора.

Весьма серьезной проблемой является снижение закалочной деформации коленчатых валов, тем более что последующая правка валов не обеспечивает их размерной стабильности при хранении и в эксплуатации, а увеличение припусков на шлифовку снижает глубину закаленного слоя и понижает ремонтоспособность вала (обычно в эксплуатации шейки вала при ремонтах несколько раз перешлифовывают на меньший диаметр). Как указывалось выше, в целях уменьшения коробления иногда снижают интенсивность закалочного охлаждения, однако этот способ нельзя признать оптимальным, так как с понижением твердости шеек неизбежно снижается их износостойкость. Более правильным является тщательный выбор температурно-временных режимов нагрева, скорости вращения и последовательности закалки шеек. В ряде случаев целесообразно одновременно нагревать под закалку определенные группы шеек, например одновременно все коренные шейки, а затем в другой позиции — шатунные шейки.

Для наиболее ответственных валов с целью повышения их усталостной прочности применяют наклеп галтелей обкаткой. При этом в галтелях создаются благоприятные остаточные сжи-

1
мающие напряжения, предотвращающие преждевременное усталостное разрушение валов.

Все большее применение находит закалка шеек коленчатых валов с галтелями (рис. 130, в). Она осуществляется на тех же установках с вращением в видоизмененных петлевых индукторах, конструкция которых при малом рабочем зазоре и использовании магнитопроводов на участках вблизи галтели обеспечивает ее нагрев. Такая закалка, как правило, вызывает повышенное коробление вала при затрудненной его рихтовке и требует специального механического оборудования для окончательной шлифовки поверхности шеек с галтелями.

В большинстве случаев для коленчатых валов применяют закалку с самоотпуском при 240—250 °С, либо (главным образом для валов из легированных сталей) с низким отпуском в электропечах.

II. Коленчатые валы из легированных сталей с упрочнением азотированием

Азотирование используют как для упрочнения крупных валов (с диаметром шейки 150—300 мм) ответственного назначения, изготавливаемых из стали марок 18Х2Н4ВА, 38ХНЗВА, 38ХНЗМА и т. п., так и для массовых коленчатых валов малого и среднего размера из менее легированных сталей (45ХФ). Преимущества азотирования — высокая износостойкость и усталостная прочность валов (выше чем при обкатке галтелей роликами) при их минимальной деформации. Основной недостаток — большая длительность и соответственно малая производительность процесса.

Рассмотрим последовательность операций при изготовлении крупных валов тепловозных двигателей (с диаметром шеек 150—300 мм массой до 1500 кг) из стали 38ХНЗВА.

1. К о в к а. Заготовки крупных валов из прутков диаметром порядка 150 мм длиной до 5 м изготавливают на прессах путем гибки с высадкой при зональном индукционном нагреве. При этом отдельно нагревают и штампуют каждое колено вала, что значительно сокращает расход металла и снижает усилие прессов.

2. П р е д в а р и т е л ь н а я т е р м и ч е с к а я о б р а б о т к а для улучшения обрабатываемости резанием: подстуживание (в печи до 300—320 °С в течение 6 ч, выдержка при этой температуре 12 ч), затем нормализация (нагрев до 860—890 °С, выдержка 15 ч; охлаждение до 200—250 °С 6—10 ч, выдержка при этой температуре 5 ч) и высокий отпуск (нагрев до 640—660 °С в течение 5 ч, выдержка 15 ч, охлаждение с печью примерно до 100 °С в течение 30 ч). Твердость после такой обработки не должна превышать НВ 270.

После предварительной термической обработки от верха поковок отрезают темплет для проверки макро- и микроструктуры

(ликвации серы, флокенов, расслоения, шиферности, скоплений неметаллических включений).

3. Предварительная механическая обработка с припуском около 8 мм на диаметр по коренным шейкам.

4. Предварительная термическая обработка для объемного упрочнения валов — улучшение: закалка (нагрев до 700 °С в течение 2—3 ч, выдержка 2 ч, затем нагрев до 850—870 °С по мощности печи с выдержкой при этой температуре 6—7 ч. Охлаждение в масле в течение 50—60 мин), отпуск (посадка в печь с температурой не выше 200 °С, нагрев до 540 °С в течение 2—3 ч, выдержка 8—9 ч).

5. Правка вала (при необходимости) под прессом в горячем состоянии, после правки — повторный отпуск по тому же режиму.

6. На образцах, обработанных вместе с валом, определяются механические свойства ($\sigma_b \geq 950$ МПа, $\sigma_{0,2} \geq 800$ МПа, $\delta \geq 7\%$, $\psi \geq 40\%$, $HB \geq 269$).

7. Термическая стабилизация. Валы укладывают на подставки таким образом, чтобы обеспечить полное отсутствие прогиба. Все зазоры между подставками и валом выбирают клиньями. Режим стабилизации: посадка в печь с температурой не выше 200 °С, нагрев до 500—530 °С в течение 8—9 ч, охлаждение с печью до 300 °С со скоростью 50—60 °С/ч, затем на воздухе.

8. Предварительная шлифовка с припуском 0,3 мм на диаметр шеек.

9. Очистка и обезжиривание поверхности вала (например бензином с протиркой ветошью); поверхности, не подлежащие азотированию, покрывают жидким стеклом.

10. Азотирование в электропечах. Для предотвращения деформации валы размещают в печи в горизонтальном положении на двух опорах и непрерывно в течение всего процесса азотирования они вращаются с небольшой скоростью (1—7 об/мин) относительно оси коренных шеек. Газовое азотирование проводят в атмосфере диссоциированного аммиака в две ступени: 1) при 500—510 °С, выдержка 30 ч, степень диссоциации 20—40 %; 2) при 520—540 °С, выдержка 50 ч, степень диссоциации аммиака до 60 %. После азотирования валы охлаждаются с печью под током аммиака примерно до 200 °С. Толщина азотированного слоя после азотирования по приведенным режимам составляет не менее 0,7 мм.

11. Окончательное шлифование (доводка).

12. Окончательный контроль качества (измерение твердости, деформации, магнитная дефектоскопия на отсутствие шлифовочных трещин и крупных скоплений неметаллических включений).

Для валов меньшего размера толщина азотированного слоя снижается до 0,35—0,4 мм, что способствует их более высокой

усталостной прочности и меньшей деформации. Время азотирования при 490—500 °С составляет 40—48 ч (для стали 18Х2Н4ВА).

Все более широко применяют азотирование массовых коленчатых валов малого и среднего размера. Его выполняют либо в шахтных печах при вертикальной свободной подвеске валов, либо в колпаковых печах с горизонтальным размещением нескольких валов, собранных в пакет и вращающихся относительно оси пакета (способ группового вращения). Второй способ более универсален и обеспечивает меньшую деформацию.

В зависимости от типоразмера валов и применяемой стали количество операций технологического цикла изготовления может быть меньше, чем в описанном выше варианте (особенно для небольших валов), однако во всех случаях сохраняются следующие этапы: предварительная термическая обработка с целью обеспечения комплекса требуемых свойств во всем объеме стали (как правило, улучшение), механическая обработка, азотирование и доводка.

Правка валов после азотирования является крайне нежелательной, так как она существенно ухудшает их усталостную прочность, поэтому валы следует рихтовать до азотирования и принимать все меры для предотвращения деформации при последующих операциях.

Имеются сведения о перспективности применения для коленчатых валов различных процессов кратковременного азотирования с добавками углеродсодержащих газов (углеродоазотирования) и азотирования в тлеющем разряде (ионного азотирования).

III. Коленчатые валы из чугуна

Номенклатура коленчатых валов из чугуна весьма разнообразна, начиная от небольших (для двигателей автомобилей ВАЗ и ГАЗ) до весьма крупных (массой до 700—1300 кг длиной 2—3,5 м с диаметром шеек 200—250 мм).

Чугунные коленчатые валы отливают из высокопрочного перлитного чугуна (например ВЧ 50-1,5) или легированного серого чугуна (СЧ 75—50—03, СЧ 65—48—01 и др.). В отдельных случаях для небольших валов используют также ковкий чугун (КЧ 60-3). Содержание химических элементов в чугунах ГОСТом не регламентируется, однако на заводах для конкретных изделий применяют чугуны определенного химического состава, определяемого ТУ или внутризаводской технической документацией. Часто кроме гостированных применяют свои заводские марки чугунов.

В частности чугун марки ВЧ 50-1,5, не предусмотренный ГОСТ 7293—70, и применяемый для коленвалов двигателей ЗМЗ, содержит, %: 3,4—3,6 С; 1,9—2,2 Si; 1,15—1,30 Mn; 0,15—0,25 Cr; 0,02—0,04 Mg; $\leq 0,10$ P; $\leq 0,02$ S.

Состав чугуна для крупных коленчатых валов, %: 3,4—3,8 С, 1,9—2,2 Si; 0,7—1,0 Mn; 0,04—0,08 Mg; $\leq 0,03$ S; $\leq 0,1$ P; $\leq 0,1$ Cr.

Основным процессом изготовления является литье в оболочковые формы. Преимущество литых валов заключается в возмож-

1. Валы из среднеуглеродистых сталей марок 40, 45, 50, изготавливаемые горячей штамповкой, с упрочнением кулачков и опорных шеек поверхностной закалкой при поверхностном индукционном нагреве.

Этим методом изготавливают большинство распределительных валов двигателей грузовых автомобилей и тракторов.

2. Валы из цементуемых сталей (15Х, 18ХГТ и др.), упрочняемые цементацией с последующей поверхностной закалкой при поверхностном индукционном нагреве кулачков и шеек.

В этом случае облегчается обработка валов резанием, но возрастает общая трудоемкость и сложность термической обработки.

3. Литые валы из перлитного серого и высокопрочного чугуна, упрочняемые путем поверхностной закалики при индукционном нагреве кулачков и шеек либо путем отбела рабочих поверхностей (носок) кулачков.

В последние годы за рубежом для распределительных валов легковых автомобилей широко применяется процесс «Эловит», разработанный фирмой «АЕГ Элотерм» (ФРГ) и заключающийся в расплавлении тонкого поверхностного слоя кулачков чугунных валов электрической дугой неплавящимся вольфрамовым электродом в атмосфере инертного газа (аргона), с последующей быстрой кристаллизацией этого слоя.

Рассмотрим подробнее технологию поверхностной закалики при поверхностном индукционном нагреве кулачков и шеек распределительных валов, которая в большинстве случаев является основной и наиболее ответственной операцией упрочняющей термической обработки как стальных, так и чугунных валов, определяющей их работоспособность.

По условиям эксплуатации оптимальная глубина закаленного слоя на кулачках должна составлять 2—5 мм, при этом на носике допускается ее увеличение до 10 мм.

Одновременный поверхностный нагрев кулачков и шеек производится в кольцевых или омегаобразных индукторах (рис. 135) различной конструкции с питанием от преобразователей с частотой 8—10 кГц. При меньшей частоте (1 и 2,5 кГц) ввиду особенности формы кулачка (большой разности диаметров поверхности носика и тыльной части) носик нагревается слабее и для получения в этой зоне высокой твердости приходится перегревать всю остальную часть кулачка, что увеличивает глубину закаленного слоя и деформацию валов, а также снижает производительность установок.

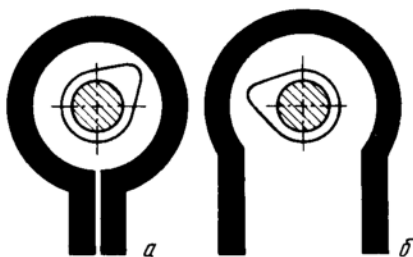


Рис. 135. Кольцевой (а) и омегаобразный (б) индукторы для распределительных валов (Ф. Райнке)

При нагреве в одновитковом индукторе (рис. 136, а) закаленный слой получается неравномерным, глубже в центре и меньше у торцев кулачка. Применение более сложных индукторов (рис. 136, б—г) усиливает нагрев торцев и выравнивает глубину слоя. Закалочное охлаждение осуществляется водяным душем из спрейеров.

Кулачки и шейки валов могут закаливаться поочередно либо группами по несколько кулачков или шеек одновременно.

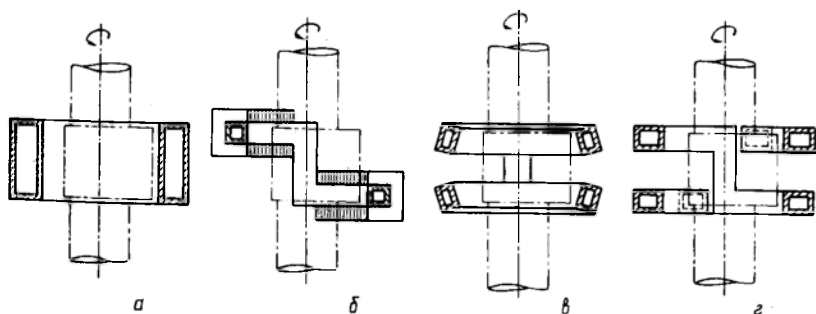


Рис. 136. Формы индукторов для поверхностного нагрева кулачков распределительного вала (Ф. Райнке)

При закалке очередных кулачков необходимо исключить возможность нагрева уже закаленных соседних кулачков, что может привести к их отпуску и недопустимому снижению твердости. Для этого кольцевые индукторы снабжают электромагнитными или водяными экранами, уменьшающими нагрев соседних элементов вала. Иногда охлаждение соседних шеек осуществляют отдельными спрейерами.

Ввиду большой длины и несимметричного расположения кулачков распределительные валы очень склонны к искривлению при закалке. Поэтому перед закалкой их правят, а при закалке принимают все меры ограничения деформации, включая недопустимость неоправданного перегрева, тщательный контроль симметричности расположения элементов вала в индукторах и спрейерах, фиксацию вала при закалке с помощью люнетов и других поддерживающих приспособлений. Тем не менее валы после закалки в ряде случаев приходится подвергать правке прогибом за счет деформации незакаленных промежутков между кулачками и шейками.

При небольшой требуемой производительности часто используют закалочные установки с вертикальным расположением валов. Поочередная закалка кулачков и шеек проводится путем перемещения вала относительно неподвижного индуктора. Режимы нагрева и охлаждения кулачков и шеек различны.

В высокопроизводительных установках используют одновременную закалку нескольких (иногда всех) упрочняемых элементов

вала. Так в установках Горьковского автозавода все упрочняемые элементы вала (кулачки, эксцентрик, шестерня и четыре опорных шейки) нагреваются одновременно в индукторе соленоидного типа, затем вал в течение 4 с переносят в охлаждающее устройство спрейерного типа с поддерживающими вращающимися роликами (люнетами) для уменьшения коробления вала. Твердость всех упрочняемых элементов вала, изготовленного из стали марки 40, составляет *HRC* 55—63.

ВНИИТВЧ им. В. П. Вологодина разработана и внедрена на ряде автомобильных заводов новая технология заковки распределительных валов в разъемных фасонных бесконтактных индукторах с магнитной связью между их половинками. Электрическая схема неподвижной части индуктора приведена на рис. 137. Подвижная часть (полуиндуктор) имеет аналогичную конструкцию, но с короткозамкнутой обмоткой. Магнитопроводы служат для улучшения магнитной связи между подвижной и неподвижной половинками индуктора. Форма индукторов повторяет очертания кулачков и шеек при оптимальном равномерном зазоре, что обеспечивает равномерный нагрев всей закаливаемой поверхности. После окончания нагрева подается закалочная жидкость через щелевые спрейеры, расположенные по середине индуктирующих проводов. Закалочная установка представляет собой автоматическую линию с несколькими последовательно расположенными блоками, в каждом из которых одновременно закаливается определенная группа элементов вала (шеек, кулачков и т. п.).

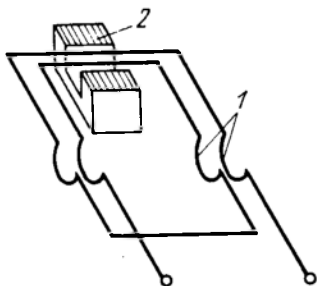


Рис. 137. Электрическая схема неподвижной части индуктора с магнитной связью между его половинками:
1 — индуктирующие провода;
2 — магнитопровод

РЕКОМЕНДАТЕЛЬНЫЙ БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Головин Г. Ф., Зимин Н. В. Технология термической обработки металлов с применением индукционного нагрева. Л.: Машиностроение, 1979. 120 с.
Демичев А. Д. Поверхностная закалка индукционным способом. Л.: Машиностроение, 1979. 80 с.
Исхаков С. С. — В кн.: Термическая обработка в машиностроении: Справочник. М.: Машиностроение, 1980. с. 563—585.

Глава XXI

ТЕХНОЛОГИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ДЕТАЛЕЙ ТРАНСМИССИИ ТРАНСПОРТНЫХ СРЕДСТВ

В данной главе рассмотрены детали, термическая обработка которых в последние годы существенно изменилась по сравнению с традиционными методами в связи с созданием новых эффективных технологических процессов упрочнения.

1. Термическая обработка полуосей

Полуоси (рис. 138) предназначены для передачи крутящего момента и являются тяжело нагруженными и ответственными деталями; они должны обладать высокой статической и усталостной прочностью, а также износостойкостью шлицевого конца.

В основном используют два метода упрочнения полуосей:

1. Полуоси изготавливают из легированных среднеуглеродистых сталей марок 35ХГС, 38ХГСА, 35Х2ГСМА и др. и подвергают объемному улучшению на твердость $HRC\ 35-40$. В некоторых случаях фланец дополнительно отпускают для получения твердости $HRC\ 25-30$ при индукционном нагреве.

В связи со значительной деформацией при закалке, часть операций окончательной механической обработки (точение стержня, нарезка шлиц, сверление отверстий и др.) выполняют уже после улучшения и правки деталей. Повышенная твердость улучшенной стали существенно затрудняет механическую обработку. Кроме того отсутствие остаточных сжимающих напряжений в поверхностных слоях стержня, что типично для сквозного упрочнения, понижает прочность полуосей. Этот вариант в основном используют при небольшом объеме производства деталей.

2. При массовом производстве в большинстве случаев полуоси изготавливают из углеродистых и низколегированных сталей марок 35, 40, 45, 47ГТ и упрочняют поверхностной или объемно-поверхностной закалкой при индукционном нагреве. Для массивных полуосей грузовых автомобилей с

Рис. 138. Схема полуоси грузовых автомобилей:

1 — фланец; 2 — галтель фланца; 3 — стержневая часть; 4 — шлицевой конец

диаметром стержня больше 35 мм объемно-поверхностная закалка обеспечивает наиболее высокую конструктивную прочность валов.

Оценку требуемой глубины закаленного слоя можно выполнить с использованием параметра «эффективная твердость». И. Н. Шкляровым была установлена хорошая корреляция значений этого параметра с конструктивной прочностью полуосей, определяемой по величине крутящего момента, вызывающего остаточную деформацию 0,1 %. Схема определения эффективной твердости ($H_{эф}$) дана на рис. 139. За эффективную твердость принимают число твердости в конце луча, проведенного из точки нулевой твердости на оси цилиндрической детали, касающегося реальной кривой распределения твердости по сечению детали после объемно-поверхностной закалки. Этот луч характеризует максимально допустимые рабочие напряжения по сечению стержня при кручении, а кривая твердости (в единицах Виккерса или Бринелля) при вязком разрушении отражает распределение прочности материала (его сопротивление малым пластическим деформациям). Сравнивая схемы, приведенные на рис. 139 видно, что при малой глубине слоя (см. рис. 139, а) значение $H_{эф}$ невелико. С увеличением глубины закаленного слоя до определенного предела (см. рис. 139, б) значение $H_{эф}$, а следовательно и уровень максимальной нагрузки, выдерживаемой стержнем без заметной пластической деформации, возрастает ($H_{эф}'' > H_{эф}'$). Дальнейшее увеличение глубины слоя (см. рис. 139, в) не имеет смысла, так как не увеличивает прочности детали ($H_{эф}''' = H_{эф}''$) и приводит к снижению уровня остаточных сжимающих напряжений на поверхности из-за возрастания твердости сердцевины.

Таким образом, параметр «эффективная твердость» позволяет учесть влияние глубины и прочности закаленного слоя, а также прочности сердцевины и оценить желаемое распределение твердости по сечению упрочненного стержня.

При упрочнении полуосей необходимо, чтобы поверхностный закаленный слой охватывал также и галтель на переходе от стержня к фланцу, иначе в этой зоне может произойти усталостное разрушение.

Поверхностное упрочнение полуосей при индукционном нагреве можно выполнять по схемам как одновременной, так и непрерывно-последовательной заправки.

В установках непрерывно-последовательной поверхностной заправки процесс начинается от фланца (галтели) и заканчивается шлицевым концом полуоси. Индуктор с закалочным трансформатором закреплен на станке неподвижно, полуоси закрепляются в каретке и перемещаются с заданной скоростью. Регулируя электрический режим нагрева и скорость перемещения полуосей, можно получить разную глубину закаленного слоя даже в пределах стержня одной детали. Закалочное охлаждение проводят водяным душем, подаваемым через спрейер.

Индукционный нагрев галтели представляет определенные трудности, которые решаются применением индукторов специальной конструкции с электромагнитным вытеснением поля на галтель (рис. 140). Индуктор состоит из двух последовательно соединенных витков. Рабочая часть нижнего витка максимально приближена к галтели и снабжена спрейером. Верхний виток в начале нагрева замыкается специальной перемычкой и в таком состоянии играет роль электромагнитного экрана, вытесняющего поле индуктора на галтель. После нагрева галтели перемычка отключается и верхний виток последовательно присое-

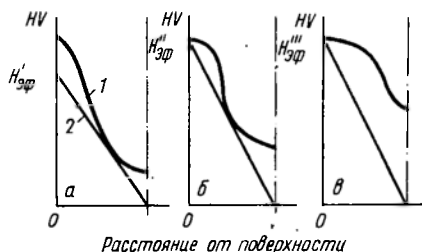


Рис. 139. Схема определения «эффективной твердости» при различном распределении твердости по сечению цилиндрических деталей: 1 — кривые распределения твердости; 2 — уровень максимально допустимых рабочих напряжений (при кручении); $H_{эф}^I$, $H_{эф}^{II}$, $H_{эф}^{III}$ — значения «эффективной твердости» при различной глубине упрочненного слоя

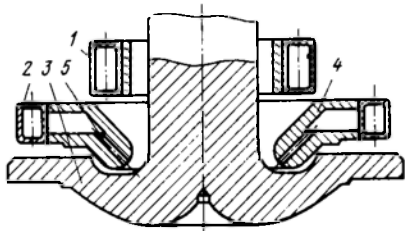
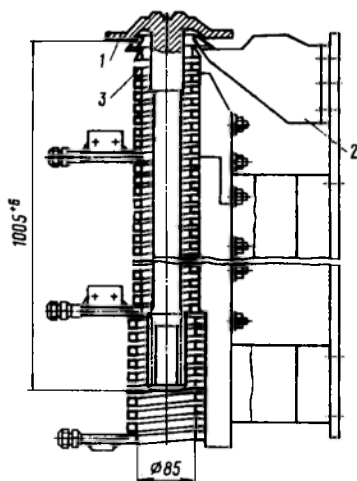


Рис. 140. Схема индуктора для заправки полуоси:

1 — верхний виток; 2 — нижний виток; 3 — фланец полуоси; 4 — спрейерная часть; 5 — отверстие

Рис. 141. Индуктор для нагрева под заправку полуоси автомобиля ЗИЛ-130:

1 — полуось; 2 — секция индуктора для нагрева галтели фланца; 3 — секция индуктора для нагрева стержня полуоси



диняется к нижнему. В дальнейшем индуктор работает как двухвитковый до конца процесса заправки полуоси. Полуоси во время заправки вращаются.

Недостатком непрерывно-последовательной заправки является опасность закалочных трещин и сколов на шлицах. Это вынуждает применять стали с пониженным содержанием углерода (не более 0,45 %), менее склонные к трещинообразованию, хотя для повышения прочности валов и износостойкости шлицев

во многих случаях целесообразно применять стали с более высоким содержанием углерода (до 0,5 %). Непрерывно-последовательная закалка по описанной схеме исключает применение самоотпуска, низкий отпуск полуосей в этом случае выполняют в печах.

Отмеченные недостатки исключаются в установках одновременной закалки полуосей. Используются два варианта таких установок, различающиеся типом индуктора и расположением (горизонтальным либо вертикальным) полуоси в процессе закалки.

В установках, разработанных и используемых на ЗИЛе, полуоси из стали регламентированной прокаливаемости 47ГГ (стержень и галтель фланца) нагреваются вертикально в многовитковом цилиндрическом индукторе (рис. 141),

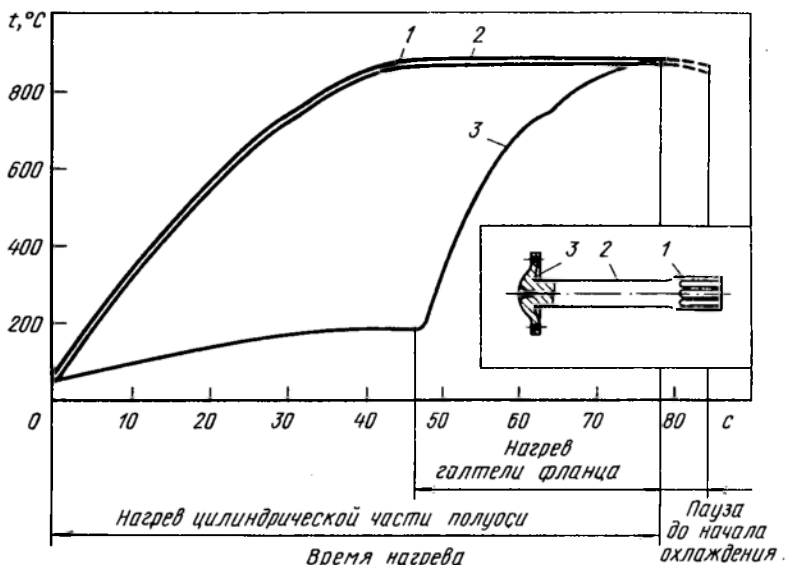


Рис. 142. Термические кривые нагрева участков поверхности полуосей на установке конструкции ЗИЛ:

1 — шлицевая часть; 2 — стержень; 3 — галтель фланца

питаемом от преобразователей с номинальной мощностью 300 кВт, частотой 2,5 кГц. Для нагрева галтели используется отдельная секция индуктора с электромагнитным вытеснением поля на галтель, действующая по тому же принципу, как и в установке непрерывно-последовательной закалки (рис. 140). Различие лишь в том, что замыкание витка перемычкой происходит не в начале нагрева, а после нагрева цилиндрической части (стержня) полуоси. На рис. 142 приведены термические кривые нагрева полуоси. После окончания нагрева полуось переносится в охлаждающее устройство (рис. 143). Охлаждение при закалке осуществляется потоком воды, подаваемой со стороны шлицевого конца и движущейся в рабочем зазоре со скоростью не менее 10 м/с. Для предотвращения трещин и сколов шлицевой торец полуоси заслоняют подвижным грибком, прижимаемым к торцу потоком закалочной воды. Охлаждение в течение 32 с при расходе воды 25 л/с обеспечивает самоотпуск при 170—190 °С. Окончательный отпуск проводят в печи при температуре 250 °С.

На ГАЗе разработан процесс и высокопроизводительные автоматические установки для объемно-поверхностной закалки полуосей из стали 45 в горизонтальном положении с одновременным нагревом в продольно-петлевом индукторе (при вращении полуоси). Установка включает шесть позиций, в которых последовательно осуществляются следующие операции: загрузка, подогрев цилиндрической части и галтели фланца до 600—700 °С, нагрев до температуры закалки,

охлаждение потоком быстро движущейся воды (самоотпуск примерно при 200 °С), электромагнитный контроль качества закалки, окончательное охлаждение. Охлаждающая камера выполнена разъемной и снабжена роликами — люнетами, ограничивающими коробление полуоси в процессе закалочного охлаждения. При закалке полуосей с отверстиями для предотвращения образования трещин на кромок отверстия в них подается сжатый воздух.

Внедрение объемно-поверхностной закалки полуосей взамен улучшения на ряде автомобильных заводов позволило отказаться от применения легированных сталей (40ХГРТ, 38ХГСА), повысить статическую и усталостную прочность полуосей при одновременном уменьшении на 2—3 мм диаметра стержневой части.

На некоторых заводах для полуосей применяют еще один прием предотвращения деформации при закалке — прикладывание к детали в процессе нагрева растягивающего усилия, создающего напряжения порядка 15—30 МПа.

2. Термическая обработка крестовин карданных передач

Крестовины карданных передач (рис. 144) передают крутящий момент от двигателя к полуосям и должны обладать сочетанием высокой статической, динамической и усталостной прочности с высокой контактной прочностью шипов, служащих внутренней поверхностью игольчатого подшипника.

Крестовины изготавливают из легированных цементуемых сталей марок 20Х, 18ХГТ, 15ХГНТА, 20ХГНТР и подвергают газовой цементации или нитроцементации (в безмуфельных агрегатах) на глубину 0,8—1,5 мм, закалке с охлаждением в масле и низкотемпературному отпуску. Поверхностная твердость и эффективная толщина упрочненного слоя (с твердостью не менее $HV\ 550\text{—}570$) должна быть достаточной для предотвращения износа и бринеллирования (продавливания закаленного слоя) на шипах и предотвращения усталостных поломок в галтели у корня шипов.

На ЗИЛе разработан и внедрен новый более эффективный и экономичный процесс упрочнения крестовин на основе использования объемно-поверхностной закалки с прерывистым самоотпуском. Крестовины изготавливают из стали 58 (55ПП) и подвергают сквозному равномерному индукционному нагреву до 830—850 °С. Охлаждение при закалке осуществляется в отдельном устройстве потоком воды, подаваемой в зазор между внутренней полостью охлаждающего устройства и поверхностью крестовины. Время охлаждения (2,8 с для крестовин автомобиля ЗИЛ-130) выбрано так, чтобы обеспечить протекание самоотпуска. Ввиду того, что масса тела крестовины (а соответственно и запас тепла в ней) существенно больше массы каждого из шипов, в определенный момент времени в процессе самоотпуска температура у галтели (вблизи корня) шипа будет значительно выше, чем у его торцев. В этот момент самоотпуск прерывает повторным (душевым) охлаждением. В результате такого дифференцированного самоотпуска участки шипов у галтели (где требуется высокая усталостная прочность) отпускают

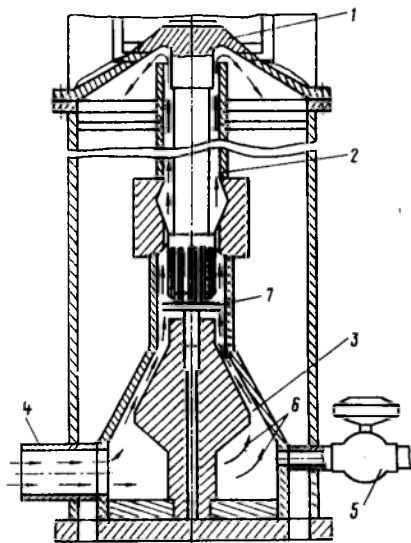


Рис. 143. Схема охлаждающего устройства для объемно-поверхностной закалки полуосей на установке конструкции ЗИЛ: 1 — полуось; 2 — труба закалочного устройства; 3 — полость выравнивателя давления; 4 — напорный трубопровод; 5 — край сброса воды из закалочного устройства; 6 — поток закалочной воды; 7 — подвижный грибок

на твердость $HRC\ 52-58$, а ближе к торцу (в местах контакта шипов с иголками, где требуется высокая контактная прочность) сохраняется твердость $HRC\ 60-65$. Изменение температуры в различных характерных зонах крестовины в процессе прерывистого самоотпуска приведено на рис. 145.

В результате такой термической обработки по всему периметру детали получается закаленный слой глубиной 1,5—2,5 мм со структурой мартенсита в зоне контакта шипов с иголками и структурой троостомартенсита у галтели шипов. Твердость сердцевин шипов составляет $HRC\ 30-35$. Остаточные напряжения сжатия в закаленном слое достигают 300—400 МПа.

Результаты испытаний и опыт эксплуатации таких крестовин подтвердили их высокую работоспособность, полностью ликвидировали случаи их поломок и бринеллирования в эксплуатации. При внедрении нового процесса резко сократилась длительность термической обработки (до 3 мин вместо 12—15 ч), улучшились условия труда и снизилась себестоимость изготовления деталей.

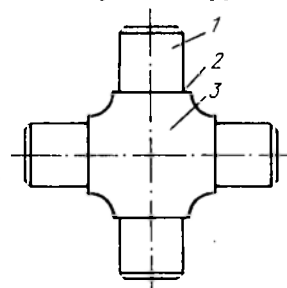


Рис. 144. Крестовина карданного вала:

1 — шипы; 2 — галтель у корня шипа; 3 — тело крестовины

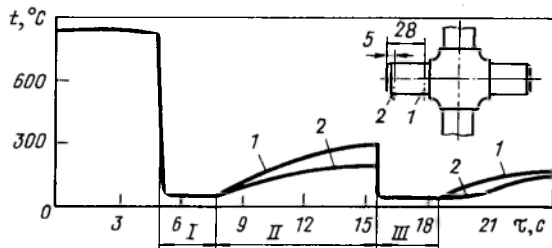


Рис. 145. Изменение температуры в различных точках крестовины карданного вала при закалке с прерывистым самоотпуском после сквозного индукционного нагрева:

I — первое охлаждение (2,8 с); II — пауза (8 с); III — второе охлаждение (2,8 с); 1 и 2 — точки замера температуры

Реализованный в новой технологии процесс дифференцированного самоотпуска может быть эффективен и для других деталей с резко неоднородным сечением. Важно также, что применить в данном случае местный отпуск (при индукционном нагреве) не удалось. Это было проверено в процессе разработки нового метода. Местный отпуск галтелей шипов привел к возникновению там остаточных растягивающих напряжений и понижению усталостной прочности крестовины.

3. Термическая обработка картеров ведущих мостов

Картеры представляют собой штампо-сварную конструкцию (рис. 146), состоящую из двух штампованных полубалок и цапф, соединенных сваркой.

Для обеспечения требуемой высокой статической и усталостной прочности балки картеров изготавливаются из листовых среднеуглеродистых сталей марок 35, 40 с толщиной около 10 мм. Сложная форма полубалок вынуждает применять для малопластичных среднеуглеродистых сталей горячую штамповку. После сварки картеры подвергают местной нормализации сварного шва (при индукционном нагреве) и последующей объемной термической обработке — улучшению (закалка 930 °C в масле, отпуск при 540 °C). Наиболее опасные сечения подвергают дробеструйной обработке. Процесс весьма трудоемкий и при массовом производстве требует громоздкого сложного термического оборудования и больших производственных площадей.

На ряде автомобильных заводов (ЗИЛ, ГАЗ) разработаны и внедрены новые процессы изготовления картеров.

Для изготовления балок на ГАЗе была использована низкоуглеродистая сталь 12ГС, позволившая осуществить штамповку в холодном состоянии. В связи

с малым содержанием углерода эта сталь весьма технологична при сварке. Были определены наиболее нагруженные участки картеров, которыми явились зоны балок на некотором расстоянии от цапф и до перехода к большому сечению картера, и разработана технология местного упрочнения этих зон путем закалки при сквозном индукционном нагреве.

В автоматических установках ГАЗа нагруженные зоны нагреваются до 930°C в течение 70 с в многовитковом соленоидном индукторе, имеющем конфигурацию профиля картера в зоне закалки (при частоте тока $2,5\text{ кГц}$). Охлаждение при закалке осуществляется быстродвижущимся потоком воды, подаваемой в зазор шириной 10 мм между наружными стенками картера и внутренними стенками разъемной охлаждающей камеры.

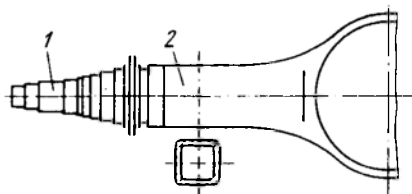
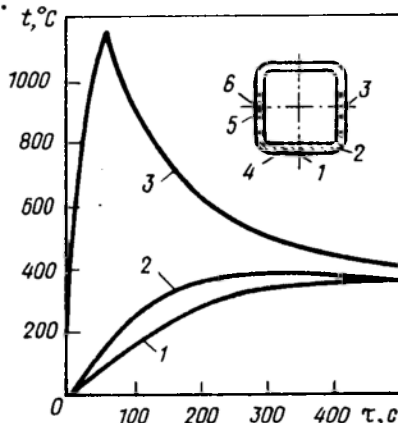


Рис. 146. Эскиз картера ведущего моста грузового автомобиля:

1 — цапфа; 2 — балка

Рис. 147. Кривые изменения температуры при местном высокотемпературном нагреве участков боковых полок:

1—3 — точки измерения температуры; 4 — закаленная нижняя полка; 5 — участки местного высокотемпературного нагрева; 6 — сварной шов



Вследствие низкого содержания углерода сталь 12ГС после закалки достаточно пластична, что позволило исключить отпуск.

На ЗИЛе балки изготавливают из стали 17ГС путем горячей штамповки. Зоны вблизи поперечного сечения стыкового сварного шва подвергают нормализации при местном индукционном нагреве до 1050°C в течение 3 мин.

В картерах, работающих в наиболее тяжелых условиях (в двухосных автомобилях ЗИЛ-130) нижние полки балок и примыкающие к ним участки боковых стенок высотой 10 мм на длине 250 мм от зоны стыкового шва в сторону расширения балки дополнительно подвергают закалке с нагревом в многовитковом индукторе до $950\text{—}1100^{\circ}\text{C}$ в течение 2,5 мин и охлаждением потоком воды. Вследствие большего удельного объема мартенсита в закаленных (наиболее нагруженных) нижних полках балки создаются остаточные сжимающие напряжения. Растягивающие напряжения, возникающие при этом на боковых стенках, не опасны ввиду меньшей нагруженности этих зон в эксплуатации.

Для того, чтобы сохранить благоприятные напряжения при отпуске и даже навести дополнительные остаточные напряжения сжатия з нижних закаленных полок используют местный индукционный нагрев узких зон боковых полок до температуры 1100°C . Последующее после прекращения нагрева выравнивание температуры обеспечивает отпуск закаленных нижних полок примерно при 350°C (рис. 147). В результате в нижней полке и прилегающих к ней углах создаются сжимающие напряжения $30\text{—}140\text{ МПа}$, что обеспечивает высокую усталостную прочность и долговечность картеров.

Внедрение описанных процессов местного упрочнения при индукционном нагреве взамен объемной термической обработки позволило получить экономический эффект за счет уменьшения толщины листа (ГАЗ), сокращения энергетических затрат, капитальных вложений и трудоемкости изготовления деталей.

Описанный процесс является примером рационального применения местной термической обработки для повышения конструктивной прочности сложных тонкостенных деталей коробчатого сечения с учетом неравномерности их нагружения в эксплуатации.

Кальнер В. Д., Островский Г. А., Шкляров И. Н. и др. — В кн.: Конструирование, исследование, технология и экономика производства автомобиля. М.: Машиностроение, 1978, с. 220—231.

Шепеляковский К. З. Упрочнение деталей машин поверхностной закалкой при индукционном нагреве. М.: Машиностроение, 1972. 287 с.

Глава XXII

ТЕХНОЛОГИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ШЕСТЕРЕН (ЗУБЧАТЫХ КОЛЕС)

Для упрощения в данной главе термин «шестерня» применяют для обозначения обоих колес сопряженной зубчатой пары, как большего (зубчатого колеса), так и меньшего (шестерни).

В современной технике используют огромное количество шестерен. Лишь в тракторном и сельскохозяйственном машиностроении общее количество ежегодно изготавливаемых шестерен составляет около 50 млн. штук. Крупнейшими производителями шестерен являются также автомобильная промышленность и станкостроение. Основную часть производства составляют цилиндрические шестерни (прямозубые и косозубые), в большом количестве изготавливают также конические шестерни, значительно меньше — шестерни червячных и комбинированных передач. Наиболее массовыми являются шестерни коробок передач и трансмиссий автомобилей и тракторов, шестерни механизмов газораспределения двигателей внутреннего сгорания, шестерни металлообрабатывающих станков.

Наряду с типом и конструктивными особенностями основными геометрическими параметрами шестерен, которые следует учитывать при выборе технологии термической обработки, являются модуль (отношение диаметра делительной окружности к числу зубьев), наружный и внутренний диаметры шестерни, высота и длина зуба.

Шестерни изготавливают из поковок (реже отливок), зубья либо нарезают на зуборезных и фрезерных станках специальными фрезами, либо изготавливают горячей накаткой. Для окончательной обработки зубьев весьма ответственных шестерен используют различные тонкие методы механической обработки (шевингование, притирку, хонингование и др.), чем достигается устранение деформации шестерен после термической обработки и соответственно хороший контакт, снижение уровня шума и повышение долговечности шестерен при работе. В основном названные виды окончательной механической обработки используют для шестерен индивидуального и мелкосерийного производства.

Массовое производство шестерен характеризуется как правило применением высокопроизводительных методов зубонарезания;

использованием таких материалов и методов упрочнения, которые обеспечивают высокую прочность изделий, рассчитанных обычно на относительно небольшой срок службы под полной нагрузкой, определяемый ресурсом машин; небольшими размерами (модуль редко превышает 8 мм).

Условия работы шестерен определяются их быстроходностью, уровнем контактных и изгибающих нагрузок.

В процессе эксплуатации зубья шестерен подвергаются:

а) изгибу при максимальном однократном нагружении (при резком торможении, заклинивании, при приложении максимального крутящего момента);

б) изгибу при многократных циклических нагрузках, вследствие чего в корне зуба развиваются наибольшие напряжения и может происходить усталостное разрушение. Напряжения изгиба могут быть весьма большими, так в некоторых шестернях коробки передач автомобилей ЗИЛ они превышают 600 МПа;

в) контактным напряжением на боковых рабочих поверхностях зубьев, приводящим к образованию контактно-усталостного выкрашивания (питтинга). В отдельных шестернях автомобиля ЗИЛ-130 эти напряжения достигают 2300 МПа. Уровень контактных напряжений определяет при проектировании выбор размера шестерен;

г) износу боковых поверхностей (из-за попадания абразивных частиц, грязи, пыли в зону контакта) либо торцевых поверхностей зубьев (при переключении передач в коробках передач). При относительном скольжении в условиях недостаточной смазки либо без смазки на рабочих поверхностях зубьев может происходить «схватывание» и образование грубых задиров, приводящих к катастрофически быстрому (в течение нескольких часов) изнашиванию шестерен.

1. Шестерни, упрочняемые объемной закалкой с отпуском

Эти шестерни предназначены главным образом для эксплуатации при относительно невысоких контактных напряжениях и без больших динамических нагрузок (в станках, узлах подъемно-транспортного оборудования, в металлургических агрегатах, горнодобывающем оборудовании и т. п.). Зубья шестерен упрочняются насквозь на твердость $\leq HB\ 300$ (при высоком отпуске) либо на твердость $HRC\ 43-50$ (при низком отпуске).

Шестерни, работающие при низких скоростях и малых удельных давлениях (сменные шестерни), изготавливают из стали марок 45, 50, 40Х, 45Г2, 50Г2 и подвергают улучшению с получением твердости $HB\ 220-280$. Для шестерен, работающих при больших скоростях и усилиях, но в отсутствии динамических нагрузок, используются стали марок 40ХН, 35ХМА, 38ХГН и др., в результате закалки и отпуска уровень твердости обычно составляет $HRC\ 43-52$. В табл. 34 приведены режимы объемной термической

Т а б л и ц а 34. Типовые режимы объемной термической обработки и примерная твердость шестерен

Марка стали	Закалка		Отпуск		Твердость
	температура, °C	охлаждающая среда	температура, °C	охлаждающая среда	
45, 50	830—850	Вода	520—550 500—520 250—270	Воздух » »	HB 220—250 HB 260—300 HRC 40—45
40X	840—860	Масло	600—650 560—600 520—560 270—300 250—270 180—200	Масло » » » » Воздух	HB 230—260 HB 280—300 HB 300—350 HRC 38—42 HRC 40—45 HRC 45—50
45Г2, 50Г2	820—840	То же	580—600	Масло	HB 240—280
35ХМА	850—860	»	500—550 200—220	» Воздух	HB 240—280 HRC 45—52
38ХГН	840—860	»	580—620 520—560	Масло »	HRC 250—280 HB 300—350

обработки шестерен. Объемная закалка осуществляется на универсальном термическом оборудовании (камерные, шахтные печи), что является важным преимуществом в условиях единичного и мелкосерийного производства.

2. Шестерни из низкоуглеродистых легированных сталей, упрочняемые химико-термической обработкой

Методами химико-термической обработки упрочняется преобладающее количество ответственных тяжело нагруженных шестерен с модулем 3—10 мм, используемых в коробках передач и трансмиссиях автомобилей, тракторов и других машин. Достоинствами такой обработки является возможность получения весьма высоких пределов выносливости при изгибе (до 1000 МПа) и контактных нагрузках (до 2300 МПа), а также высокой износостойкости при использовании недорогих малолегированных сталей. Для упрочнения шестерен используют цементацию, нитроцементацию и некоторые низкотемпературные методы азотирования.

Требования к упрочнению шестерен цементацией и нитроцементацией

Высокая статическая и усталостная прочность на изгиб, контактная прочность и износостойкость шестерен достигаются при определенных условиях, рассмотрим их:

а) эффективная толщина упрочненного (цементованного или нитроцементованного) слоя $\Delta_{эф}$ в зависимости от модуля m должна соответствовать следующим значениям:

m , мм	1,5—2,25	2,5—3,5	4,0—5,5	6,0—10	11—12	14—18
$\Delta_{эф}$, мм . . .	$0,3 \pm 0,1$	$0,5 \pm 0,2$	$0,8 \pm 0,3$	$1,2 \pm 0,3$	$1,5 \pm 0,4$	$1,8 \pm 0,5$

За эффективную толщину слоя принимается расстояние от поверхности до зоны с контрольной твердостью (обычно HRC 50). В последние годы рекомендуется определять эффективную толщину слоя по контрольной твердости HV 540 (для хромомарганцевых и хромомолибденовых сталей) и даже HV 600 (для хромомолибденовых сталей с добавкой бора и хромоникелевых сталей).

Приведенные соотношения являются ориентировочными и обычно уточняются по результатам эксплуатации. При выборе глубины слоя наряду с модулем шестерни следует учитывать содержание углерода в выбранной стали. Существующая в настоящее время тенденция к повышению содержания углерода в цементуемых сталях (в отдельных случаях до 0,3 % вместо ранее применяемых 0,2—0,24 %) позволяет существенно (на 25—40 %) снизить глубину цементованного слоя за счет более высокой твердости и прочности сердцевины.

Концентрация углерода в цементованном слое должна находиться в пределах 0,8—1,0 %, что отвечает максимальной усталостной прочностью при изгибе и высокому сопротивлению стали хрупкому разрушению. При содержании углерода 1,1—1,2 % увеличивается контактная выносливость, но существенно (на 30 %) снижается предел выносливости при изгибе;

б) твердость поверхности зубчатого венца (зубьев и впадин) должна соответствовать HRC 58—65 при структуре мелкоиглочатого мартенсита с небольшими изолированными участками остаточного аустенита (не более 15—20 %). Присутствие карбидов, особенно в виде сетки по границам зерен, резко снижает вязкость цементованной стали.

Существенно ухудшают усталостную прочность зубьев такие дефекты как появление немартенситных составляющих (во впадинах), внутреннее окисление и темная составляющая;

в) структура сердцевины зубьев должна состоять из низкоуглеродистого мартенсита или нижнего бейнита с твердостью HRC 30—45, присутствие феррита (особенно по границам зерен) резко снижает усталостную прочность и ударную вязкость.

Увеличение твердости сердцевины свыше HRC 45 сопровождается уменьшением остаточных напряжений сжатия в поверхностном слое и снижением усталостной прочности.

Стали для шестерен, упрочняемых цементацией и нитроцементацией

Цементуемые и нитроцементуемые стали должны характеризоваться:

а) достаточно высокой прокаливаемостью и закаливаемостью, позволяющей обеспечить требуемую твердость поверхностного

слоя и сердцевины зубьев при закалке в масле. Углеродистые стали для шестерен не применяют, так как они требуют заковки с охлаждением в воде, что сопровождается повышенной деформацией;

б) технологичностью для насыщения, определяемой малой склонностью к чрезмерному перенасыщению поверхности углеродом и азотом и внутреннему окислению;

в) хорошей обрабатываемостью резанием, что особенно важно в условиях массового производства;

г) технологичностью для термической обработки после насыщения.

В этом отношении обладают преимуществами наследственно мелкозернистые стали, в которых при обычно принятых режимах насыщения сохраняется аустенитное зерно не крупнее 6—8 балла, что позволяет использовать непосредственную заковку.

Сокращается применение высоколегированных хромоникелевых сталей с 2—5 % Ni, что связано как с дефицитностью никеля, так и с невозможностью проведения непосредственной заковки этих сталей после цементации из-за большого количества остаточного аустенита (до 70 %), снижающего усталостную прочность шестерен.

В зависимости от назначения и размера шестерен для их изготовления наиболее часто используются следующие стали:

1. Стали марок 15X, 20X, 18XГ, 15XФ, 20XФ в связи с их малой прокаливаемостью применяются для мелких умеренно нагруженных шестерен, работающих в основном на износ (шестерни силовых агрегатов автомобиля).

2. Стали марок 18XГТ, 25XГТ, 30XГТ, 25XГМ широко применяют для ответственных тяжело нагруженных шестерен с высокой прочностью сердцевины зуба (обычно малого и среднего модуля и массой до 7—8 кг). Такие шестерни работают, в частности, в коробках передач и трансмиссии грузовых автомобилей и тракторов. Являясь наследственно мелкозернистыми, стали допускают непосредственную заковку с цементационного нагрева. Применение сталей с повышенным содержанием углерода (25XГТ вместо 18XГТ) позволяет уменьшить глубину слоя при цементации и нитроцементации при сохранении прочности шестерен. Сталь 25XГМ обеспечивает на шестернях большую поверхностную твердость ($\geq HRC\ 60$).

3. Стали 14XГН, 19XГН, 20XГНМ, 20XН2М применяют для шестерен коробок передач и главных передач заднего моста легковых автомобилей. Они характеризуются высокой прочностью, удовлетворительно обрабатываются резанием, в связи с мелкозернистостью подвергаются непосредственной заковке после нитроцементации, в меньшей степени деформируются при заковке. Стали с молибденом менее чувствительны к росту зерна и отпускной хрупкости и в связи с большей вязкостью применяются в основном в главных передачах автомобилей.

4. Высоколегированные хромоникелевые стали марок 12ХН3А, 20ХН3А, 12Х2Н4А, 20Х2Н4А, 18Х2Н4МА и т. д. применяют для наиболее высоконагруженных шестерен ответственного назначения (как правило массивных), к которым предъявляют требования высокой прочности и поверхностной твердости в сочетании с повышенной вязкостью сердцевины. Шестерни эксплуатируются под действием вибрационных и ударных нагрузок или при отрицательных температурах. Более высоколегированные из перечисленных сталей предназначены для крупногабаритных шестерен.

Объем применения этих сталей постоянно снижается как в нашей стране, так и за рубежом. Для их замены разработаны ряд сталей с пониженным содержанием никеля, такие как 15ХГНР, 20ХГНР, 20ХНР, 25ХГНМ, 25ХГНМТ, 15ХГН2ТА, 15Х2ГН2ТА, 15Х2ГН2ТРА и др. Обладая наследственной мелкозернистостью и высокой прокаливаемостью, большинство из этих сталей допускают возможность непосредственной закалки после цементации.

Выбор стали для шестерен на основе диаграмм прокаливаемости цементованного и нитроцементованного слоя

Длительное время считалось, что применение легированных сталей, а также обеспечение требуемой глубины и уровня насыщения углеродом и азотом гарантируют высокую твердость сталей после цементации и нитроцементации на всю глубину поверхностного слоя после закалки с охлаждением в масле.

Исследования последних лет показали недостаточность такого подхода по следующим причинам.

Прокаливаемость стали после насыщения ниже чем в исходном состоянии. Это связано с различным влиянием легирующих элементов на прокаливаемость стали при содержании в ней 0,1—0,3 % (в исходном состоянии до насыщения) и 0,8—1,0 % С (после насыщения). При высоком содержании углерода такие легирующие элементы как хром и марганец по влиянию на прокаливаемость становятся малоэффективными.

Кроме того легирующие элементы уменьшают растворимость углерода в аустените, в связи с чем при насыщении (обычно в поверхностном слое глубиной до 0,3 мм) стимулируется образование карбидов и карбонитридов, обогащенных хромом, марганцем, титаном. При этом концентрация этих элементов в аустените понижается, что приводит к уменьшению прокаливаемости.

Дополнительное влияние на уменьшение прокаливаемости при цементации и нитроцементации оказывает внутреннее окисление легирующих элементов (хрома, марганца), в результате чего они переходят из твердого раствора в дисперсные окислы. Обычно этот эффект наблюдается в очень тонком слое (до 0,03 мм от поверхности). Указанный эффект не учитывают для шестерен, зубья которых после термической обработки дополнительно механи-

чески обрабатываются, и весьма важен для тяжело нагруженных шестерен массового производства (автомобильных, тракторных), не обрабатываемых механически после термической обработки. Для повышения прокаливаемости в зоне внутреннего окисления необходимо: введение в сталь 0,3—0,5 % Мо, не подверженного внутреннему окислению; дополнительное легирование поверхности цементуемых сталей азотом; повышение углеродного потенциала атмосферы в конце цикла насыщения (что повышает концентрацию углерода в аустените и соответственно его устойчивость); увеличение интенсивности закалочного охлаждения (более интенсивная циркуляция масла).

Необходимо различать охлаждающую способность закалочной среды и фактическую скорость охлаждения различных зон шестерни.

Принято характеризовать охлаждающую способность среды по параметру H . Значения этого параметра зависят от среды, ее температуры и скорости перемещения относительно закаливаемой поверхности детали (т. е. от интенсивности ее циркуляции). Приведем значения параметра H для охлаждения в масле:

Характер циркуляции	Интенсивность охлаждения, H	Характер циркуляции	Интенсивность охлаждения, H
Без циркуляции	0,25—0,30	Достаточная	0,40—0,50
Слабая	0,30—0,35	Сильная	0,50—0,80
Умеренная	0,35—0,40	Бурная	0,80—1,00

Показано, что при постоянстве температуры и характера циркуляции среды фактическая скорость охлаждения в разных зонах шестерни существенно различна. В частности, на рабочей поверхности зубьев эта скорость в 1,5—2,0 раза выше, чем во впадинах.

Отмеченное ранее снижение прокаливаемости стали при цементации и нитроцементации и недостаточная интенсивность охлаждения в процессе закалки могут привести к снижению долговечности шестерен вследствие образования участков троостита на поверхности (особенно во впадинах) либо из-за недостаточной глубины упрочненного слоя.

На основе изложенных выше положений в последние годы разрабатывается новый подход к рациональному выбору цементуемых и нитроцементуемых сталей для конкретных деталей с использованием диаграмм изотвердости и микроструктурных диаграмм прокаливаемости цементованного и нитроцементованного слоя. Диаграммы изотвердости характеризуют зависимость твердости по глубине слоя от концентрации углерода и азота и интенсивности охлаждения при закалке. Пример такой диаграммы для стали 25ХГТ приведен на рис. 148. Использование диаграмм изотвердости позволяет выбирать стали для получения заданной эффективной толщины упрочненного слоя. В микроструктурных диаграммах прокаливаемости критерием качества слоя принята его микроструктура. Эти диаграммы определяют взаимосвязь

микроструктуры с концентрацией углерода и азота и скоростью охлаждения слоя.

Эффективное использование диаграмм прокаливаемости возможно лишь при выполнении цементации и нитроцементации в газовых средах с автоматическим регулированием потенциала насыщения стали углеродом (при цементации) или углеродом и азотом (при нитроцементации).

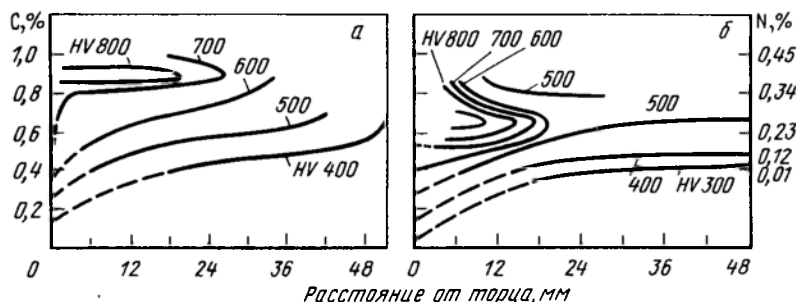


Рис. 148. Диаграммы прокаливаемости цементованного (а) и нитроцементованного (б) слоя стали 25ХГТ

Технология цементации и нитроцементации шестерен

Цементацию при массовом производстве применяют в основном для тяжело нагруженных шестерен, в которых эффективная толщина упрочненного слоя должна быть выше 1 мм.

Для шестерен с малым и средним модулем с эффективной толщиной слоя до 1 мм предпочтительно применение нитроцементации. Преимуществами нитроцементации по сравнению с газовой цементацией являются: более низкая температура насыщения (830—860 °С вместо 900—930 °С при цементации) при практически той же длительности процесса для получения одинаковой толщины слоя; повышение износостойкости, теплостойкости и коррозионной стойкости; получение равнозначной прочности при меньших толщинах слоя, а соответственно и при меньшей длительности процесса насыщения; снижение критической скорости охлаждения при закалке в связи с совместным насыщением стали углеродом и азотом; меньшая деформация шестерен (ниже температура, возможность непосредственной закалки, меньше требуемая интенсивность охлаждения).

Для шестерен с эффективной толщиной слоя выше 1 мм нитроцементацию не применяют, так как при таких толщинах в нитроцементованном слое возникают различные дефекты, значительно снижающие прочность стали.

Вопросы подготовки деталей для насыщения, режимы (температура и длительность выдержки) цементации и нитроцементации шестерен, составы насыщающих сред и их регулирование,

методы контроля качества изделий являются общими для шестерен и других деталей и рассмотрены в гл. VI.

В условиях мелкосерийного производства цементацию и нитроцементацию выполняют в шахтных печах серии Ц или в универсальных камерных печах типа СНЦ, иногда объединяемых в агрегаты.

При массовом производстве применяют безмуфельные агрегаты различных типов, позволяющие в автоматическом режиме осуществлять законченный цикл термической обработки и обеспечивающие: а) постоянство температурно-временных параметров насыщения при автоматическом регулировании (стабилизации) потенциала атмосферы печи; б) возможность выполнения выбранных рациональных схем и режимов термической обработки после насыщения; в) применение закалочных сред и условий охлаждения, обеспечивающих его достаточную интенсивность и однородность.

В зависимости от марки стали, необходимости промежуточной механической обработки и имеющегося термического оборудования, для шестерен массового производства используют различные схемы термической обработки после насыщения:

1. Для шестерен из стали марок 19ХГН, 20ХГТ, 25ХНТЦ, 20ХГНТР и т. д., подвергаемых нитроцементации, применяют непосредственную закалку с охлаждением в холодном (30—75 °С) или горячем (160—190 °С) масле.

2. Для цементованных шестерен из наследственно мелкозернистых сталей марок 18ХГТ, 25ХГТ, 20ХНМ, 25ХНТЦ, 25ХГНМАЮ и др. в основном используют непосредственную закалку с подсуживанием деталей от температуры цементации до 830—860 °С. Охлаждение при закалке проводят в холодном или горячем масле.

При необходимости промежуточной (после цементации) механической обработки, детали после цементации замедленно охлаждают в специальной камере агрегата до 250—300 °С. Окончательную закалку выполняют при нагреве в печах или агрегатах (предпочтительно с защитной атмосферой) либо при индукционном нагреве.

3. Для шестерен из высоколегированных хромоникелевых сталей непосредственную закалку не применяют из-за сохранения при этом в структуре большого количества остаточного аустенита и снижения твердости до *HRC* 45—55.

Обычно такие шестерни после цементации охлаждают в печи до 300—450 °С (либо до комнатной температуры), затем подвергают высокому отпуску при 600—650 °С с последующим медленным охлаждением. Для закалки шестерни повторно нагревают до 790—820 °С в защитной атмосфере и охлаждают в масле.

На ряде заводов применяют сокращенный цикл термической обработки (без высокого отпуска) по двум вариантам: а) медленное охлаждение после цементации, затем закалка при пониженной температуре нагрева (770—790 °С) с охлаждением в горячей среде

(140—150 °С) в течение 3 ч; б) подстуживание в печи от температуры цементации до 900 °С с последующим охлаждением на воздухе либо подстуживание до 820 °С с последующим охлаждением в масле. Затем применяют закалку с повторным нагревом до 790—820 °С.

Заключительной операцией термической обработки шестерен во всех случаях является низкотемпературный отпуск при 160—200 °С.

Деформация шестерен при химико-термической обработке

Шестерни массового производства, используемые в автомобилях, тракторах и других машинах, не подвергают дополнительной механической обработке зубьев после химико-термической обработки, в связи с чем необходимо стремиться максимально ограничить их деформацию при насыщении и термической обработке. Деформация определяет точность зацепления и в связи с этим уровень шума и долговечность шестерен в эксплуатации. Основными мерами по уменьшению деформации являются:

1. Рациональный выбор стали, глубины насыщения и схемы процесса химико-термической обработки.

В частности, если позволяют условия эксплуатации шестерен, следует применять нитроцементацию, которая проводится при более низкой температуре (почти на 100 °С по сравнению с цементацией), при этом детали меньше коробятся.

Повышение содержания углерода и прокаливаемости стали, как правило, приводит к возрастанию деформации. В связи с этим весьма полезны контроль прокаливаемости и применение сталей с более узкими пределами по содержанию углерода и легирующих элементов.

2. Качественная предварительная обработка заготовок шестерен.

Установлено, что источником деформации могут быть внутренние напряжения от обработки резанием. Они наиболее заметны при нарезке зубьев некачественным (затупленным) инструментом либо при некачественной исходной структуре заготовок, ухудшающей условия резания. Поэтому, особенно при массовом производстве, создание оптимальной исходной структуры путем предварительной термической обработки приобретает важное значение.

3. Применение непосредственной закалки с подстуживанием вместо закалки с повторного нагрева в 1,5—2 раза сокращает деформацию шестерен.

4. Применение ступенчатой закалки шестерен в горячем масле или расплавах солей. Обычно рекомендуется охлаждение в средах с температурой 150—190 °С, что примерно на 20 °С выше температуры начала мартенситного превращения в цементованных сталях. При ступенчатой закалке деформация шестерен снижается

в 1,5—3,0 раза по сравнению с обычной закалкой (в холодном масле).

5. Ограничение массы садки (обычно не более 100 кг на поддон), правильное размещение деталей в приспособлениях (на поддонах), исключающее их деформацию под собственной массой и обеспечивающее однородность условий нагрева, насыщения и охлаждения всех деталей садки, сохранение постоянства положения деталей на протяжении всего цикла химико-термической обработки.

Рекомендуется для уменьшения деформации размещать большие шестерни на поддонах в горизонтальном положении таким образом, чтобы шестерни, расположенные внизу, не испытывали влияния массы верхних шестерен (рис. 149).

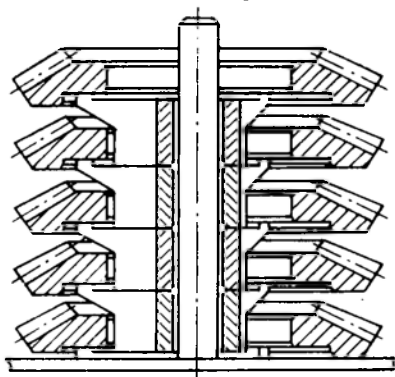


Рис. 149. Схема правильной загрузки на поддон больших тарельчатых шестерен

6. Закалка в штампах. Существует большая номенклатура шестерен сложной конструкции, весьма чувствительных к короблению (спирально-конические шестерни и шестерни гипоидных передач автомобилей; некоторые шестерни коробки передач, ведущих мостов и бортовых передач тракторов и самоходных шасси и др.). Требуемая точность этих шестерен обеспечивается только при закалке в принудительно фиксированном состоянии (в штампах закалочных прессов).

Современные закалочные прессы позволяют регулировать усилие, передаваемое на закаливаемую деталь в осевом и радиальном направлениях, осуществлять пульсацию нагрузки, регулировать подачу масла для закалки. Существуют конструкции прессов, в которых автоматически осуществляется передача нагретой шестерни с приемного стола в закалочный штамп, затем в бак окончательного охлаждения и выдача на позицию разгрузки.

В зависимости от геометрии шестерен используют различные способы их зажима в закалочном штампе, представленные на рис. 150. Усилие зажима передается на различные участки шестерни через кольца 4, 5 и разрезную втулку 7, распираемую конусом 8. Применение пульсирующей (циклически изменяющейся от нуля до максимума) нагрузки позволяет устранить напряжения, возникающие между штампом и шестерней при ее осадке в процессе закалочного охлаждения.

Желательно регулировать интенсивность охлаждения шестерни в штампе за счет изменения подачи закалочного масла. При этом в начальный период для предотвращения распада аусте-

нита в перлитной области интенсивность охлаждения (примерно до 200 °С) должна быть максимальной, затем в интервале температур мартенситного превращения скорость охлаждения снижают.

Азотирование шестерен

В последние годы опробованы и начали использоваться для упрочнения шестерен кратковременные низкотемпературные процессы газового азотирования.

Азотирование с добавками углеродсодержащих газов (низкотемпературную нитроцементацию) выполняют в смеси аммиака (30 %) и природного газа (70 %) при 560—580 °С в течение 8—10 ч. Этот способ опробован и рекомендован для упрочнения шестерен газораспределения (сталь 45Х) тракторных двигателей и эпициклических шестерен бортовой передачи тракторов (сталь 38ХС). Установлено существенное (в 2—2,5 раза) повышение износостойкости, контактной и усталостной прочности улучшенных шестерен.

В станкостроении для отдельных шестерен успешно опробовано азотирование в тлеющем разряде (ионное азотирование). Преимущества этого процесса перед печным азотированием, такие как меньшая (в 3—4 раза) длительность, повышенная усталостная прочность и незначительная деформация деталей, сохранение чистой поверхности делают ионное азотирование весьма перспективным для упрочнения шестерен.

3. Шестерни, упрочняемые поверхностной и объемно-поверхностной закалкой при индукционном нагреве

В зависимости от размеров, модуля и условий эксплуатации шестерен используют несколько вариантов поверхностной закалки при индукционном нагреве.

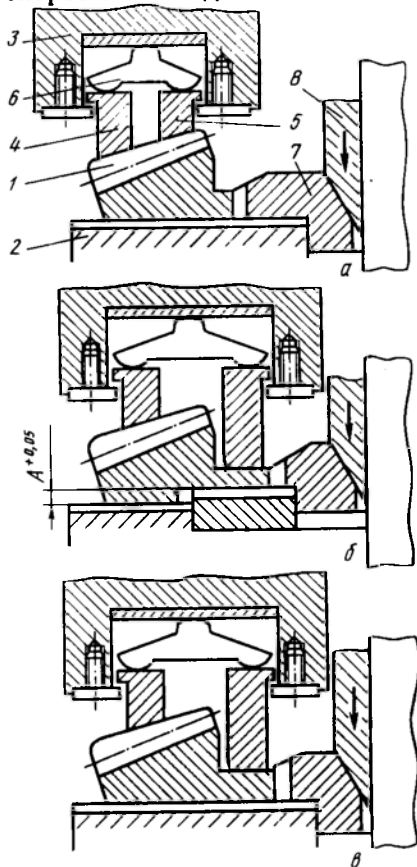


Рис. 150. Схемы различных способов фиксации конических шестерен в закалочном штампе сжатием:

а — по зубу и ступице; б — по зубу, ступице и плоскости с подкладкой кольца под выточку; в — по зубу, ступице и плоскости; 1 — шестерня; 2 — нижний штамп; 3 — верхний штамп; 4—5 — кольца; 6 — конус; 7 — разрезная втулка; 8 — конус

Закалка шестерен в кольцевых индукторах со сквозным прогревом зуба

Такой способ закалки применяют, как правило, для скоростных, плавно работающих (без ударов), умеренно нагруженных шестерен малого модуля (обычно не более 4 мм), для которых основным требованием является высокая износостойкость зубьев. Такие шестерни весьма распространены в станко- и приборостроении.

Шестерни изготавливают из среднеуглеродистых улучшаемых сталей марок 45, 40X, 40XH и др.

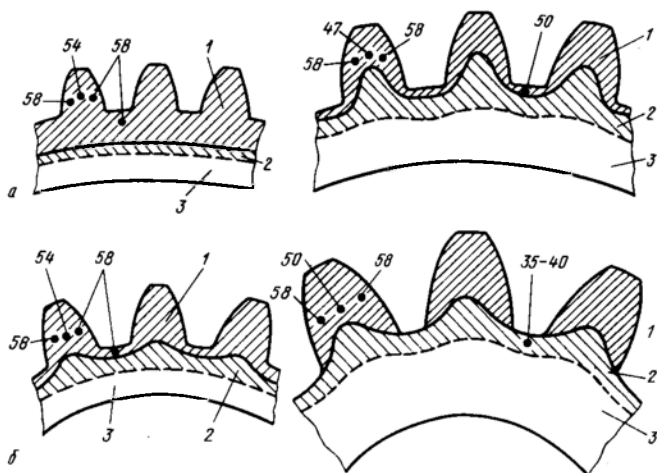


Рис. 151. Распределение закаленного слоя и твердость шестерен различного модуля m при сквозном прогреве зуба и обода током радиочастоты:

а — $m < 2,0$; б — $m = 2,0-2,5$; в — $m = 2,5-4,0$; г — $m > 4,0$ (цифры на рисунке — значения твердости HRC в различных зонах); 1 — закаленный слой; 2 — переходная зона; 3 — исходная структура

Оптимальная частота тока ($f_{\text{опт}}$, кГц) для равномерного нагрева зубьев и впадин шестерен с модулем m в кольцевом индукторе определяется по выражению: $f_{\text{опт}} \approx 600/m^2$.

Отсюда следует, что для нагрева мелкозубчатых шестерен необходимо использовать радиочастоты (ламповые генераторы).

Время нагрева обычно составляет 10—40 с в зависимости от модуля и габаритов шестерни. Температура нагрева не должна превышать 900 °С. При этом прогревается насквозь зубчатый венец шестерни и некоторая зона под ним. Охлаждение при закалке осуществляется душем из спрейерного устройства, иногда погружением в масло. Твердость после закалки около HRC 60, после отпуска — обычно HRC 45—50. При душем охлаждении можно использовать самоотпуск, при этом необходимо учитывать, что температура самоотпуска во впадинах у основания зуба нарастает быстрее, чем на кончиках зубьев. Поэтому настройку режима самоотпуска ведут по температуре впадины.

В силу особенностей протекания индуктированного тока при различном модуле шестерен конфигурация закаленного слоя будет различна, что схематически показано на рис. 151. Видно, что применение радиочастот дает удовлетворительный результат только на шестернях с модулем не более 4 мм. При более крупном зубе впадины нагреваются медленнее и к моменту нагрева зуба до температуры закалки температура во впадинах не достигает требуемой, в результате происходит обрыв закаленного слоя у корня зуба. Это недопустимо, так как резко снижает усталостную прочность зубьев. В определенной мере преодолеть этот недостаток можно, используя предварительный подогрев зубчатого венца до 550—650 °С. В таком случае удастся за очень короткое время равномерно нагреть зуб и впадину и осуществить закалку. Этот прием в отечественной промышленности почти не используется, хотя и применяется некоторыми зарубежными фирмами.

Увеличение глубины нагрева повышает деформацию шестерен.

Объемно-поверхностная закалка шестерен среднего модуля

Объемно-поверхностная закалка является весьма перспективным направлением в термической обработке шестерен среднего модуля (4—8 мм) при их массовом производстве. Ответственные тяжело нагруженные шестерни (например ведомые шестерни заднего моста автомобилей ЗИЛ и ГАЗ), упрочненные этим методом, по конструктивной прочности не уступают цементованным и нитроцементованным, а в ряде случаев и превосходят их, что подтверждено многолетним опытом ряда автомобильных заводов. Наряду с этим использование объемно-поверхностной закалки взамен цементации обеспечивает значительный технико-экономический эффект за счет использования дешевых углеродистых сталей, снижения трудоемкости и себестоимости термической обработки, улучшения условий труда и повышения культуры производства.

Шестерни изготавливают из стали пониженной прокаливаемости марки 58 (55ПП). Поковки шестерен проходят предварительную термическую обработку, заключающуюся в ускоренном охлаждении послековки для обеспечения наследственной мелкозернистости стали, и последующей нормализации для улучшения обрабатываемости и измельчения структуры перед закалкой.

Индукционный нагрев осуществляется в кольцевых индукторах при небольшой средней скорости нагрева в области фазовых превращений (порядка 2—10 °С/с). Зубчатый венец и некоторый подслоя прогреваются насквозь до закалочных температур. Время нагрева обычно составляет 20—100 с для шестерен различных модулей и размеров. Выполнение столь медленного нагрева определяет небольшую установленную мощность генераторов (0,2—0,5 кВт на 1 см² нагреваемой поверхности) и простоту формы активного витка индукторов. Для шестерен применяют средние

частоты тока 2,5—10 кГц. Температура нагрева под закалку мало отличается от обычно применяемой для заковки при нагреве в печах.

Режим нагрева подбирают так, чтобы при предварительно нормализованной исходной структуре получить размер аустенитного зерна 11—12 баллов. Для воспроизводимости режимов нагрева используют автоматические регуляторы, стабилизирующие напряжение на индукторе или ток в первичной обмотке закалочного трансформатора.

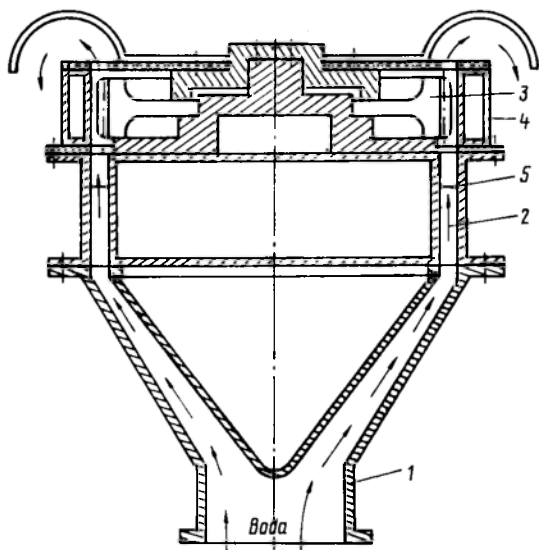


Рис. 152. Схема устройства для объемно-поверхностной закалки шестерен с охлаждением потоком воды, подаваемой в зазор между индуктором и закаливаемой поверхностью детали:

1 — питающая труба; 2 — кольцевой паз; 3 — закаливаемая шестерня; 4 — индуктор; 5 — начальный уровень закалочной воды

Закалочное охлаждение осуществляют быстродвижущимся потоком воды, омывающим боковые поверхности и торцы зубьев, в специальных охлаждающих устройствах, конструкция которых определяется геометрией шестерни. Для подачи закалочной воды используют насосы производительностью 200—300 м³/ч.

Схема устройства для объемно-поверхностной закалки цилиндрических шестерен приведена на рис. 152. Время охлаждения выбирают таким образом, чтобы обеспечить самоотпуск при 200—210 °С, что эквивалентно отпуску в печи при 150—160 °С. При необходимости можно применять отдельный низкотемпературный отпуск в печи.

В результате такой закалки за счет ограниченной прокаливаемости стали при правильно выбранных режимах нагрева и охлаждения по контуру зубьев и во впадинах создается закаленный на мартенсит слой высокой твердости (*HRC* 59—61), сердцевина зубьев и подслой под впадинами упрочняются на структуру тонкой феррито-цементитной смеси (сорбит или троостит закалки) с твердостью *HRC* 30—40.

Вопросы ограничения деформации решаются индивидуально для конкретных шестерен. Поскольку при объемно-поверхностной закалке до закалочных температур нагревается лишь зубчатый венец, а холодная сердцевина играет роль закалочного штампа, деформация шестерен может быть меньше, чем при цементации. В некоторых случаях, например для конических шестерен, возможно применение последующей правки в штампах по схеме, приведенной на рис. 153.

Поверхностная закалка крупномодульных шестерен «по впадине»

Этот способ применяют для крупномодульных шестерен, изготавливаемых обычно малыми сериями из среднеуглеродистых сталей марок 40Х, 40ХН и др.

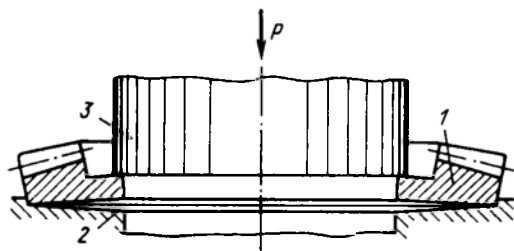


Рис. 153. Схема штампа для правки конических шестерен:

1 — шестерня; 2 — матрица; 3 — пуансон



Рис. 154. Конфигурация закаленного слоя (выделен зачернением) на зубьях при закалке «по впадине»

Нагрев осуществляется на средних частотах (2,5—10 кГц) и ограничивается в данный момент времени одной впадиной, поэтому потребная установленная мощность высокочастотного оборудования невелика и ее определяют из расчета 1,5—2 кВт/см². Следующая впадина закаливается после окончания закалки предыдущей.

На рис. 154 представлена конфигурация закаленного слоя при закалке «по впадине». На вершине зубьев слой отсутствует, что не имеет значения, так как эти зоны в эксплуатации не подвергаются нагрузкам.

Закалка «по впадине» может осуществляться непрерывно-последовательным и одновременным способом. Схемы индукторов для обоих способов закалки приведены на рис. 155 и 156.

В том и другом случаях охлаждение осуществляется водяным душем. Для того, чтобы обеспечить необходимый нагрев впадины индукторы работают при очень малых зазорах. Расстояние от нагреваемой поверхности впадины до индуктора должно составлять 0,2—0,5 мм при непрерывно-последовательной закалке и 1—1,5 мм при одновременной закалке. Увеличение зазора приводит к недостаточной твердости и глубине слоя, уменьшение — может вызвать перегрев или пробой индуктора из-за случайного

замыкания (попавшей в зазор стружки, непостоянства геометрии впадины при перезаточках зубонарезного инструмента). Индукторы и спрейеры требуют аккуратного обращения и тщательного контроля за их состоянием.

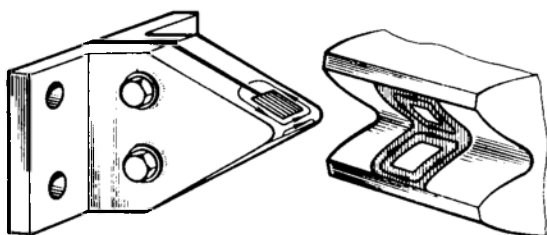


Рис. 155. Схема индуктора для закалки шестерен «по впадине» непрерывно-последовательным способом

Для закалки необходимы точные быстро переналаживаемые станки или станочные приспособления, обеспечивающие постоянство расположения и перемещения индуктора при закалке всех впадин.

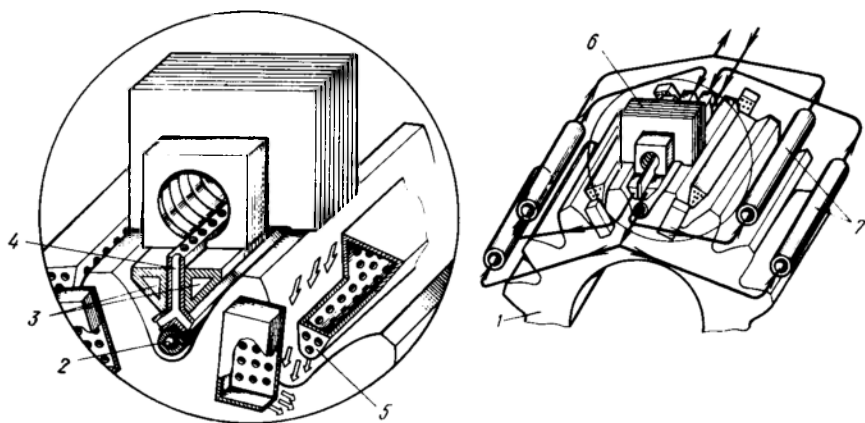


Рис. 156. Схема индуктора ВНИИТВЧ для закалки шестерен «по впадине» одновременным способом:

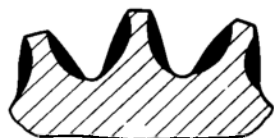
1 — шестерня; 2 — внутренний индуктирующий провод; 3 — наружный индуктирующий провод; 4 — вспомогательный магнитопровод; 5 — спрейеры подстуживания соседних впадин; 6 — основной магнитопровод; 7 — обратные провода

При одновременной закалке в индукторе, представленном на рис. 156, обратные токи рассредоточиваются по нескольким впадинам и практически их не нагревают. Однако возможен нагрев растекающимся током торцевой поверхности шестерни, прилегающей к закаливаемой впадине; этот нежелательный нагрев ликвидируется с помощью дополнительных спрейеров, подстуживающих эти зоны.

4. Газопламенная поверхностная закалка крупномодульных шестерен

Этот способ упрочнения применяют, в основном, в мелкосерийном производстве (на заводах тяжелого и металлургического машиностроения, в ремонтных цехах) для шестерен большого диаметра с модулем 8—30 мм, когда приобретение высокочастотного оборудования и изготовление соответствующей оснастки не рационально ввиду малой программы производства. Установки для

Рис. 157. Конфигурация закаленного слоя (выделен зачернением на зубьях при газопламенной поверхностной закалке «по зубу»)



газопламенной поверхностной закалки дешевле, проще и могут быть изготовлены непосредственно на предприятиях, изготавливающих шестерни.

Закалка осуществляется «по зубу», впадины остаются неупрочненными (рис. 157).

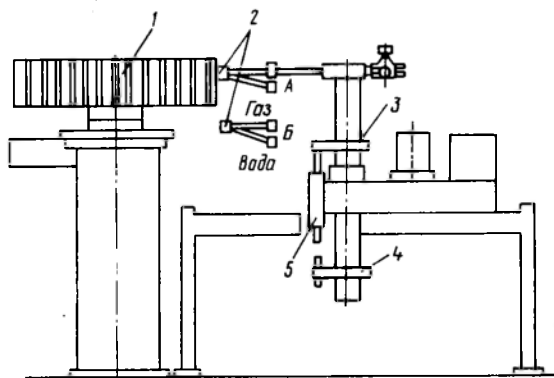


Рис. 158. Схема установки для газопламенной поверхностной закалки крупномодульных шестерен:

1 — шестерня; 2 — горелка; 3 — верхний упор; 4 — нижний упор; 5 — золотниковый воздухораспределитель; А — горелка в момент гашения пламени; Б — горелка в начале закалки

На рис. 158 приведена схема установки для закалки зубьев крупномодульных шестерен. В промышленности используют установки типа УЗШ-1, АЗШ-3, разработанные ВНИИАвтогенМаш. Эти установки позволяют закаливать шестерни диаметром до 1,5 м (АЗШ-3) и даже до 4 м при длине зуба до 450 мм (УЗШ-1).

Установки оснащены горелками со сменными модульными наконечниками, схема закалочного наконечника дана на рис. 159. Отверстия для выхода газа и воды просверлены так, чтобы при

движении горелки снизу вверх пламя выходило вверх для нагрева зуба, а закалочная вода направлялась вниз по зубу, не мешая горению.

Закалка шестерен ведется «зуб за зубом» при поступательном движении горелки снизу вверх, зуб закаливается одновременно с двух сторон. При подходе к верхней кромке зуба пламя горелки гасится и горелка с большей скоростью возвращается в исходное

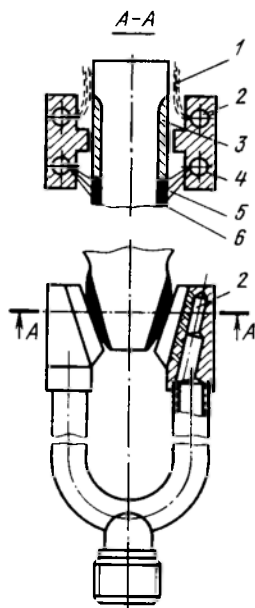
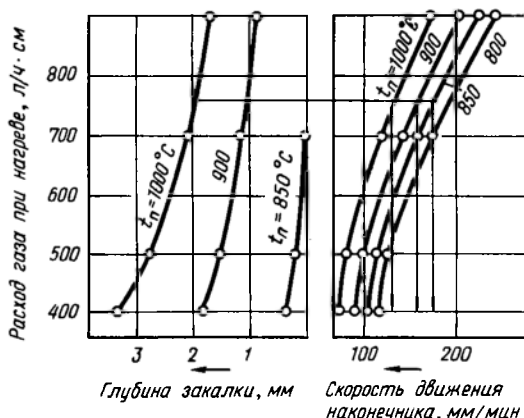


Рис. 159. Схема закалочного наконечника для газопламенной поверхностной закалки крупномодульных шестерен:

1 — пламя; 2 — отверстия для газовой смеси; 3 — нагреваемый слой; 4 — отверстия для воды; 5 — струи воды; 6 — закаленный слой

Рис. 160. Диаграмма для определения косвенных параметров нагрева по глубине закалки и температуре поверхности t_n для шестерен из стали 40X с модулем 8 мм



положение. Поворотный механизм поворачивает шестерню на один зуб, пламя горелки вновь зажигается дежурной горелкой и происходит закалка следующего зуба.

Шестерни изготавливают из углеродистых и легированных сталей с содержанием углерода 0,4—0,7 %.

Температура нагрева поверхности в процессе закалки не контролируется, а обеспечивается соблюдением косвенных технологических параметров: скорости перемещения горелки, расстояния от наконечника до поверхности зубьев, состава и расхода горючих газов (ацетилена, природного, коксового и др. применяемых газов) и кислорода, а также расхода закалочной воды. Разработаны диаграммы, связывающие косвенные параметры нагрева с глубиной закалки, одна из которых приведена на рис. 160.

РЕКОМЕНДАТЕЛЬНЫЙ БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

Головин Г. Ф., Зимин Н. В. Технология термической обработки металлов с применением индукционного нагрева. Л.: Машиностроение, 1979. 120 с.

Демичев А. Д. Поверхностная закалка индукционным способом. Л.: Машиностроение, 1979. 80 с.

Козловский И. С. Химико-термическая обработка шестерен. М.: Машиностроение, 1970. 232 с.

Новикова А. Я., Рубина Е. Э. — В кн.: Термическая обработка в машиностроении. Справочник. М.: Машиностроение, 1980, с. 494—522.

Тылкин М. А. Справочник термиста ремонтной службы. М.: Металлургия, 1981, с. 465—487.

Шепеляковский К. З. Упрочнение деталей машин поверхностной закалкой при индукционном нагреве. М.: Машиностроение, 1972. 287 с.

Глава XXIII

ТЕХНОЛОГИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ДЕТАЛЕЙ ПОДШИПНИКОВ КАЧЕНИЯ

Подшипники качения являются одним из основных элементов большинства машин и механизмов. Подшипники характеризуются грузоподъемностью, долговечностью и надежностью, точностью и частотой вращения, массой, уровнем шума и т. д.

В СССР подшипниковая промышленность создана в начале 30-х годов, ныне ежегодно производится 11 тыс. типоразмеров подшипников качения с наружным диаметром от 2 до 3000 мм и массой от долей грамма до 6 т. Подшипники работают в широком диапазоне температур (от -250 до 700°C) и скоростей до 300 000 об/мин.

1. Условия эксплуатации подшипников

На работоспособность подшипников влияют многие факторы, в том числе: соответствие подшипников по типу и размерам характеру и величине эксплуатационных нагрузок; качество стали и термическая обработка; точность изготовления деталей и чистота обработки; качество сборки подшипников; условия монтажа, качество смазки и другие особенности эксплуатационных условий.

Таким образом при правильном выборе и требуемом высоком качестве изготовления и сборки подшипников, что обеспечивается комплексом конструкторских и технологических мероприятий, долговечность подшипников определяется главным образом качеством стали и ее термической обработкой.

Основные напряжения в деталях подшипников при эксплуатации возникают вследствие многократно повторяющегося контактного нагружения колец и тел качения. Контактная выносливость материала является основным параметром для расчета долговечности подшипников. Кроме того, в реальных условиях эксплуатации детали подшипников различного назначения могут подвергаться изнашиванию (из-за проскальзывания катящихся тел), динамическим нагрузкам, воздействию коррозионных сред и повышенных температур.

Наиболее типичны следующие виды повреждений: контактно-усталостное выкрашивание (питтинг), вмятины, отслаивания, износ, трещины, коррозия.

2. Стали для изготовления деталей подшипников

Ввиду сложного комплекса возникающих в металле напряжений подшипниковая сталь должна обладать: а) высоким сопротивлением пластическому деформированию при больших нагрузках в зоне контакта, что обеспечивает статическую грузоподъемность подшипников; б) стойкостью против контактно-усталостного разрушения при качении под нагрузкой, определяющей динамическую грузоподъемность подшипников; в) износостойкостью; г) достаточной вязкостью; д) размерной стабильностью при длительном хранении и эксплуатации подшипников, предотвращающей их «заклинивание» и ослабление посадочного натяга.

В настоящее время кольца и тела качения (шарики и ролики) подшипников, работающих в обычных условиях, изготавливают и термически обрабатывают по трем вариантам.

1. Детали подшипников, работающих без значительных ударных нагрузок, изготавливают из заэвтектоидных легированных сталей и обрабатывают на высокую твердость путем сквозной закалки и низкого отпуска. Упрочнение на высокую твердость всего сечения деталей обеспечивается выбором стали с требуемым уровнем прокаливаемости, а также условий нагрева и охлаждения при закалке.

2. Детали подшипников, при эксплуатации которых действуют значительные ударные нагрузки с повышенными контактными напряжениями (подшипники для прокатных станов, буровых установок и т. п.), изготавливают из низкоуглеродистых легированных сталей с упрочнением путем цементации и последующей термической обработки.

3. В последние годы в СССР для упрочнения деталей крупногабаритных подшипников, эксплуатируемых в условиях динамического нагружения (подшипники для букс железнодорожных вагонов), применяют метод объемно-поверхностной закалки при индукционном нагреве. В этом случае детали изготавливают из заэвтектоидной хромистой стали с регламентированной прокаливаемостью марки ШХ4.

Номенклатура сталей для изготовления деталей подшипников качения приведена в табл. 35. Высокоуглеродистые подшипниковые стали поставляются по ГОСТ 801—78. Наиболее распространена сталь ШХ15, обладающая высоким сопротивлением контактной усталости и высокой износостойкостью. Сталь умеренно легирована хромом и является относительно недорогой. Ограниченный уровень прокаливаемости стали ШХ15 не позволяет применять ее для сквозной закалки массивных колец и тел качения. В этом случае используют стали с повышенной прокаливаемостью за счет увеличенного содержания кремния и марганца (ШХ15СГ и ШХ20СГ).

Сталь ШХ4, предназначенная для объемно-поверхностной закалки, с целью регламентирования прокаливаемости по нижнему

Т а б л и ц а 35. Стали, применяемые для изготовления деталей подшипников, работающих в обычных условиях

Характеристика сталей и метод упрочнения	Марка стали	ГОСТ или ТУ	Содержание элементов, %							Основное назначение	
			C	Si	Mn	Cr	P *	S *	Ni *		Cu *
Высокоуглеродистые легированные стали для деталей, упрочняемых на высокую твердость путем закалки с низким отпускном	ШХ15	ГОСТ 801—78	0,95—1,05	0,17—0,37	0,20—0,40	1,30—1,65	0,027	0,020	0,30	0,25	Кольца сечением до 10 мм, ролики диаметром до 20 мм, шарики всех размеров
	ШХ15СГ	ГОСТ 801—78	0,95—1,05	0,40—0,65	0,90—1,20	1,30—1,65	0,027	0,020	0,30	0,25	Кольца сечением более 10 мм, диаметром более 200 мм. Ролики диаметром более 20 мм
	ШХ20СГ	ГОСТ 801—78	0,90—1,00	0,55—0,85	1,40—1,70	1,40—1,70	0,027	0,020	0,30	0,25	Кольца сечением более 35 мм, ролики диаметром более 55 мм
Низкоуглеродистые легированные стали для деталей, упрочняемых цементацией с последующей термической обработкой	15Г1	ТУ 14-1-2247—77	0,12—0,19	0,17—0,37	0,7—1,0	0,25	0,035	0,040	0,25	—	Кольца карданных подшипников
	18ХГТ *	ГОСТ 4543—71	0,17—0,23	0,17—0,37	0,8—1,1	1,0—1,3	0,035	0,30	0,30	—	Наружные кольца массовых подшипников
	20Х2Н4А	ГОСТ 4543—71	0,15—0,22	0,17—0,37	0,3—0,6	1,25—1,75	0,025	0,020	3,5—3,75	0,30	Кольца и ролики крупногабаритных подшипников
Высокоуглеродистая сталь регламентированной прокаливаемости для деталей, упрочняемых объемной поверхностной закалкой	ШХ4	ГОСТ 801—78	0,95—1,05	0,15—0,30	0,15—0,30	0,35—0,50	0,027	0,020	0,30	0,25	Кольца сечением 14—20 мм, ролики диаметром более 20 мм

* Не более. ** Содержит 0,03—0,09 % Ti.

и верхнему пределам содержит пониженное количество хрома и минимально необходимое по условиям выплавки количество кремния и марганца.

К подшипниковым сталям предъявляются более жесткие по сравнению с обычными конструкционными сталями требования в отношении чистоты по неметаллическим включениям, поверхностным дефектам, плотности, макроструктуре, карбидной неоднородности. Это связано с тем, что под действием высоких сосредоточенных в малом объеме знакопеременных нагрузок большинство дефектов макроструктуры и крупные неметаллические включения являются концентраторами напряжений и очагами зарождения усталостных трещин при эксплуатации подшипников. Загрязненность металла неметаллическими включениями, глубина обезуглероживания, макродефекты, карбидная ликвация и структурная полосчатость нормированы ГОСТ 801—78. Из неметаллических включений наиболее опасны твердые и хрупкие глобулярные включения.

Преобладающее количество подшипниковой стали выплавляется в электродуговых печах. В настоящее время в СССР около 10 % подшипниковой стали производится в кислых мартеновских

Т а б л и ц а 36. Стали для изготовления деталей коррозионностойких и теплоустойчивых машин

Марка стали	ГОСТ или ТУ	Содержание, %			
		C	Si	Cr	Mn
95Х18-Ш	ТУ 14-1-595—73	0,9—1,0	0,80	17,0—19,0	≤0,70
11Х18М-ШД	ТУ 14-1-631—73	1,1—1,2	0,53—0,93	16,5—18,0	0,50—1,00
8Х4В9Ф2-Ш (ЭИ 347-Ш)	ТУ 14-1-2244—77	0,7—0,8	≤0,25	4,0—4,6	≤0,25
8Х4В9Ф2-ВД (ЭИ 347-ШД)	ТУ 14-1-2785—79				
8Х4М4В2Ф1-Ш	ТУ 14-1-2025—77	0,75—0,85	≤0,40	3,9—4,4	≤0,40

- ¹ Работают в агрессивных средах при температурах от —250 до +100 °С (иногда до +150 °С).
- ² Работают при температурах до 350 °С.
- ³ С удовлетворительной горячей твердостью до 500 °С.
- ⁴ С пониженным содержанием вольфрама для теплоустойчивых подшипников, не уступающих по свойствам 8Х4М4В2Ф1-Ш.

печах с использованием чистых по сере и фосфору чугунов и шихтовых материалов. Выплавка в основных мартеновских печах не обеспечивает требуемой чистоты стали по неметаллическим включениям.

Для удовлетворения возрастающих требований, предъявляемых к качеству металла, связанных с повышенными удельными нагрузками в подшипниках наиболее ответственного назначения (авиационных, железнодорожных и т. п.), все более широко применяют рафинирующие переплавы (электрошлаковый, вакуумно-дуговой, плазменный, электронно-лучевой) и внепечное вакуумирование. При этом увеличивается плотность и химическая однородность металла, снижается содержание газов, примесей, общее количество и размер неметаллических включений. Содержание неметаллических включений в стали ШХ15 электрошлакового переплава (ШХ15-Ш) почти в два раза ниже, вакуумно-дугового переплава (ШХ15-ВД) — в три раза ниже и в стали электрошлакового переплава с последующим вакуумно-дуговым переплавом (ШХ15-ШД) в четыре раза ниже по сравнению с металлом открытой выплавки.

Большое влияние на долговечность подшипников оказывают плотность стали, насыщенность ее порами, пузырями и т. п.,

КИХ подшипников

элементов, %					Основное назначение
P	S	Ni	Cu	другие элементы	
не более					
0,030	0,025	0,30	0,25	—	Детали подшипников средних и крупных размеров ¹
0,025	0,015	0,30	0,30	0,5—0,8 Mo	Детали коррозионностойких подшипников, а также теплостойких подшипников ²
0,030	0,030	0,35	0,25	≤0,30 Mo; 8,5—9,5 W; 1,4—1,7 V ≤0,25 Co	Теплостойкие подшипники ³
0,030	0,015	0,35	—	3,9—4,4 Mo; 1,5—2,0 W; 0,9—1,2 V	Экономнолегированная сталь ⁴

350—400 °С).

щая стали 8Х4В9Ф2-Ш.

а также расположение волокон по отношению к наиболее нагруженным поверхностям деталей, находящимся в зоне контактного нагружения (дорожки качения колес, поверхности качения роликов и шариков). Плотность стали обеспечивается металлургическим качеством слитка и большими обжатиями при рационально выбранных схемах деформирования в процессе обработки давлением. При этом необходимо исключить возможность попадания самых нагруженных участков деталей на наименее плотные слои стали.

Волокнистость стали возникает вследствие вытягивания дендритов и неметаллических включений в процессе горячей пластической деформации (при прокатке, ковке, штамповке, раскатке и т. д.). Механические свойства закаленной стали, такие как контактная выносливость, ударная вязкость, временное сопротивление при растяжении и изгибе зависят от ориентировки волокон. При расположении волокон параллельно рабочей поверхности контактная выносливость максимальна, при выходе торцев волокон на поверхность качения контактная прочность может уменьшиться до 5 раз, особенно при выходе волокон под углом 45° к площадке контакта. Снижение контактной выносливости при торцевом выходе волокон объясняется большим числом дефектов, выходящих на дорожку качения.

Повышение чистоты стали за счет рафинирующих переплавов, повышение ее химической однородности путем гомогенизации слитков и заготовок позволяют частично нейтрализовать отрицательное влияние волокнистости.

Для изготовления подшипников, работающих в агрессивных средах и при повышенных температурах, применяют коррозионностойкие и теплостойкие стали, состав которых приведен в табл. 36. В отечественной промышленности эти стали получают только способами рафинирующих переплавов (электрошлаковым, вакуумно-дуговым).

3. Получение заготовок деталей подшипников

Кольца из высокоуглеродистых подшипниковых сталей изготавливают из труб, прутков и штанг либо путем вытачивания, либо горячей пластической деформацией (свободной ковкой, штамповкой на горизонтально-ковочных машинах, горячей раскаткой на раскаточных машинах, непрерывной поперечной прокаткой, штамповкой на многопозиционных прессах—автоматах). Наибольшая долговечность подшипников достигается при использовании процессов, формирующих благоприятное расположение волокон в деталях, в частности процессов, использующих отрезку штучных заготовок, их осадку и последующую формовку на многопозиционных прессах—автоматах.

Мелкие шарики и ролики изготавливают холодной штамповкой на горизонтально-высадочных прессах—автоматах, крупные ша-

рики — горячей поперечной прокаткой или штамповкой. Мас-сивные ролики вытачивают из отожженных прутков.

Заготовки колец крупногабаритных подшипников из стали 20Х2Н4А получают путемковки или штамповки с последующей раскаткой.

Кольца из стали 18ХГТ изготавливают из горячекатаной отожженной полосы методом холодной штамповки. Процесс включает вырубку шайб, отжиг для снятия наклепа, удаление окалины и смазки, вывертывание на прессах и калибровку.

Кольца карданных подшипников из стали 15Г1 производят методом холодного выдавливания из обточенных прутков по следующей схеме: осадка заготовок, отжиг, фосфатирование и омыление, обратное выдавливание, удаление заусенцев и подрезка торцев, фасок и галтелей перед химико-термической обработкой. Возможность применения штамповки без использования нагрева является важным преимуществом цементуемых сталей.

4. Маршрутный технологический процесс изготовления деталей подшипников

Маршрутный технологический процесс изготовления колец из сталей типа ШХ включает следующие этапы: а) получение кольцевых заготовок методами горячей обработки давлением из исходных неотожженных труб и прутков; б) предварительную термическую обработку с целью улучшения обрабатываемости резанием и подготовки структуры к последующей закалке; в) предварительную механическую обработку (точение на автоматических станках). Этот этап является начальным, если в качестве исходной заготовки используют трубы и прутки, поставленные в отожженном состоянии с металлургических заводов; г) окончательную упрочняющую термическую обработку; д) окончательную механическую обработку (шлифование и доводка). Целесообразно после шлифования подвергать детали отжигу для уменьшения внутренних напряжений.

Готовые детали после окончательного контроля поступают на сборку.

5. Технология предварительной термической обработки поковок

Поковки из высокоуглеродистых подшипниковых сталей подвергают сфероидизирующему отжигу (на зернистый перлит). Сталь со структурой зернистого перлита обеспечивает хорошую производительность резания и качество обрабатываемой поверхности при обработке заготовок на автоматических станках. Однородный мелкозернистый перлит является оптимальной исходной структурой для последующей закалки, так как за счет медленного растворения глобулярных карбидов повышается технологичность стали при закалке (меньше склонность к росту аустенитного зерна,

шире допустимый интервал закалочных температур). Кроме того глобулярная форма и равномерное распределение карбидов наилучшим образом соответствует оптимальному по прочности и вязкости структурному состоянию стали после закалки (мелкие карбидные глобулы, равномерно распределенные в мартенсите). Это особенно важно, так как нагрев под закалку заэвтектоидных сталей ведется с сохранением нерастворенными части карбидов.

Микроструктура поковок после сфероидизирующего отжига оценивается по шкалам ГОСТ 801—78. Для стали ШХ15 допускается структура, соответствующая баллам 1—4 шкалы № 8 со средним размером частиц карбида 0,9—1,46 мкм. Допустимая твердость сталей ШХ15 и ШХ4 после отжига находится в пределах *HВ* 179—207, для сталей ШХ15СГ и ШХ20СГ *HВ* 179—217.

На результаты отжига влияет исходная структура поковок. При правильных температурных режимах горячей деформации и последующем ускоренном охлаждении заготовок структура представляет собой тонкий пластинчатый перлит без заметной карбидной сетки. Карбидная сетка, не устраняющаяся при последующем сфероидизирующем отжиге, недопустима, так как резко ухудшает механические свойства стали.

Для исправления дефектных поковок Я. Р. Раузин рекомендует применять нормализацию по следующему режиму: нагрев до 900—920 °С с выдержкой после прогрева 30—40 мин; охлаждение со скоростью не менее 40—50 °С/мин, что достигается охлаждением мелких поковок на воздухе, более крупных — в струе воздуха или водо-воздушной смеси, либо путем замачивания поковок в масле. Грубая карбидная сетка устраняется нормализацией лишь частично.

Основным видом предварительной термической обработки высокоуглеродистых подшипниковых сталей является сфероидизирующий отжиг с нагревом выше $A_{с1}$, но ниже $A_{сm}$ и последующим медленным охлаждением. Конкретные температурно-временные параметры отжига определяются в зависимости от марки стали, конструкции печи, величины садки.

Для высокопроизводительной работы токарных автоматов и стабильного качества закалки различие в структуре поковок после отжига не должно превышать норм, предусмотренных ГОСТ 801—78 или соответствующих ТУ. Это требует постоянства теплового режима отжига по всей садке. Поэтому скорость нагрева при отжиге должна обеспечить равномерный прогрев всей садки. В ряде случаев для больших садок приходится использовать очень медленный или ступенчатый нагрев с выдержкой при 700—730 °С.

Температура аустенитизации — 780—820 °С для стали ШХ15. Нижний предел принят на 15—20 °С выше температуры окончания $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения, верхний — несколько ниже температуры относительной гомогенизации аустенита. Недогрев приводит к появлению в микроструктуре мелких участков пластинчатого пер-

лита, вкрапленных в массу мелкозернистого перлита. Твердость при этом повышенная. Перегрев приводит к образованию крупнопластинчатого перлита на фоне крупных глобулей неоднородного зернистого перлита, что не оказывает влияния на твердость стали, и в этом случае твердость не может служить надежным показателем качества отжига.

При аустенитизации стали для завершения превращения перлита в аустенит вполне достаточно выдержка в течение 45—60 мин. Однако, учитывая неизбежные перепады температуры в различных зонах садки, длительность нагрева должна быть достаточной, чтобы наиболее холодная часть садки находилась при температуре аустенитизации не менее 1 ч.

Скорость охлаждения должна быть такой, чтобы превращение аустенита в зернистый перлит завершилось при температуре 600 °С для стали ШХ15 и при 500—550 °С для стали ШХ15СГ; дальнейший режим охлаждения не существен. При практическом проведении отжига заготовок подшипниковой стали, подвергающихся обработке резанием, рекомендуются следующие скорости охлаждения в интервале перлитного превращения: 15—20 °С/ч для садок массой более 3 т; 20—25 °С/ч для садок массой 0,5—3 т и 25—30 °С/ч для малых садок (менее 0,5 т). Более быстрое охлаждение приводит к получению дисперсного (точечного) перлита с повышенной твердостью: излишне медленное охлаждение — к получению неоднородного крупнозернистого перлита. При отжиге заготовок, не подвергающихся механической обработке перед закалкой, допустимо охлаждение со скоростью 150—200 °С/ч, твердость при этом повышается до *HV* 200—230.

Для получения зернистого перлита можно использовать изотермический отжиг, при котором распад аустенита происходит при постоянной температуре. Однако ожидаемое сокращение времени отжига не достигается, так как для получения требуемой низкой твердости превращение аустенита в перлит должно протекать при высоких температурах (725—730 °С), когда время превращения велико и требуемая продолжительность выдержки составляет 4—5 ч.

Непрерывное охлаждение на практике обычно предпочитают изотермическому отжигу еще и потому, что оно уменьшает влияние плавочных колебаний устойчивости переохлажденного аустенита на результаты отжига.

На рис. 161, *а* приведен режим сфероидизирующего отжига поковок из стали ШХ15 в толкательной печи с производительностью 1500 кг/ч при загрузке 500—750 кг поковок на поддон. На рис. 161, *б* показан режим ускоренного отжига в агрегате, предназначенном для отжига и нормализации, с производительностью 600 кг/ч (отжиг на точечный перлит; *HV* 207—241), а на рис. 161, *в* представлен режим отжига колец после точной штамповки в рольганговой печи. Для сфероидизирующего отжига

можно использовать также печи периодического действия (шахтные, с выдвижным поддоном и т. д.), однако в условиях массового производства предпочтительно применение больших проходных печей, обеспечивающих выполнение заданного режима и достаточную производительность. Ограничение массы отжигаемых поковок на единицу площади пода ускоряет отжиг, уменьшает угар и обезуглероживание и повышает однородность структуры после отжига.

Контроль качества отжига осуществляют по твердости и микроструктуре. При этом целесообразно контролировать поковки из наиболее холодных и наиболее горячих мест садки. В настоящее

$t, ^\circ\text{C}$

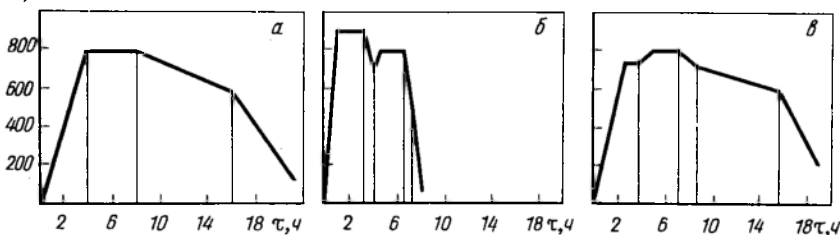


Рис. 161. Графики сфероидизирующего отжига стали ШХ15

время разработаны приборы неразрушающего контроля качества отжига. В частности используют прибор УКО-М1, основанный на измерении коэрцитивной силы в проходном преобразователе с феррозондовым индикатором, предназначенный для контроля поковок диаметром 150—280 мм и высотой 50—90 мм.

Дефектная, вследствие недогрева структура, исправляется повторным отжигом, а вследствие перегрева — нормализацией с последующим отжигом.

Поковки из стали 20Х2Н4А подвергают нормализации при температуре 900—920 °С с целью измельчения зерна и последующему отпуску при 650 °С для улучшения обрабатываемости резанием. Твердость не превышает *НВ* 241. Микроструктура — сорбитообразный перлит.

Если ковка надежно обеспечивает получение относительно мелкозернистой структуры, не крупнее 5-го балла шкалы ГОСТ 5639—82, то можно ограничиться высоким отпуском.

Поковки из коррозионностойкой стали 95Х18 охлаждают послековки в печи, затем отжигают по следующему режиму: ступенчатый нагрев с выдержкой при 600 °С для прогрева всей садки и последующим подъемом температуры до 850—870 °С со скоростью порядка 200 °С/ч. Охлаждение проводят со скоростью 30—40 °С/ч до 740—760 °С, затем необходима выдержка в течение 4—6 ч и дальнейшее охлаждение с печью до 450 °С, после этого поковки охлаждают на воздухе. Твердость после отжига не выше *НВ* 269, микроструктура — сорбитообразный или мелкозернистый перлит с избыточными карбидами.

Поковки из теплостойких подшипниковых сталей отжигают аналогично стали 95Х18 с той разницей, что температура нагрева составляет 830—850 °С и охлаждение с печью ведут до температуры 550 °С.

6. Технология и оборудование для окончательной термической обработки деталей подшипников из сталей ШХ15, ШХ15СГ и ШХ20СГ

Основным видом упрочняющей термической обработки, формирующей окончательные свойства деталей подшипников, является закалка с низким отпуском.

Оборудование для термической обработки

Ввиду большой номенклатуры колец и тел качения используют разнообразное термическое оборудование. В настоящее время на отечественных заводах большинство деталей подшипников подвергают термической обработке в агрегатах, оснащенных электропечами для закалки и отпуска. Наиболее типичное оборудование для термической обработки колец и тел качения различных размеров указано в табл. 37.

Детали перед поступлением в закалочную печь должны быть чистыми и сухими без следов масла и эмульсии, а также без грубых дефектов поверхности (рисок, забоин, вмятин, ожогов, ржавчины). Для получения однородной качественной закалки целесообразно загружать детали в печь в один слой.

Высокое качество закалки достигается при нагреве и охлаждении деталей в соляных ваннах. Однако они имеют сравнительно малое распространение в подшипниковой промышленности в связи с необходимостью дополнительных операций промывки и preservation деталей от коррозии, неблагоприятных гигиенических условий работы и повышенного загрязнения внешней среды.

Весьма перспективно применение вакуумных печей.

Закалка

Режим закалки назначается в зависимости от состава стали и характера исходной структуры и определяется скоростью и температурой нагрева, временем выдержки и интенсивностью охлаждения.

Скорость нагрева. Теплопроводность и пластичность стали типа ШХ позволяют нагревать ее практически сколь угодно быстро без опасности возникновения трещин. Ускорение нагрева увеличивает производительность оборудования, уменьшает окисление и обезуглероживание деталей. В проходных печах ускорение нагрева достигается увеличением мощности и повышением температуры в загрузочных зонах. Однако для массив-

Т а б л и ц а 37. Типы электропечного оборудования для термической обработки деталей подшипников качения

Вид детали	Диаметр, мм	Тип оборудования
Кольца	2—35	Муфельные карусельные печи. Вакуумные печи
	20—150	Закально-отпускные агрегаты, оборудованные закалочными печами с пульсирующим подом (типа СИЗ) и отпускными конвейерными печами
	20—300	Конвейерные закально-отпускные агрегаты типа СКЗА
	150—160	Рольгангово-конвейерные агрегаты типа СРЗА, оборудованные рольганговыми закалочными печами и конвейерными отпускными печами. Для колец массой более 10 кг — отпускные рольганговые печи
	300—1800	Шахтные печи для закалки и отпуска
Наружные кольца конических подшипников	—	Закально-отпускные агрегаты, оборудованные закалочными печами с ручьевым подом и конвейерными отпускными печами
Ролики	1,5—3,0	Барабанные закально-отпускные агрегаты типа СБЗА
	15—70	Конвейерные закально-отпускные агрегаты типа СКЗА
Ролики	5—65	Закально-отпускные агрегаты, оборудованные закалочными печами с пульсирующим подом (типа СИЗ) и отпускными конвейерными печами
	> 50	Карусельные печи с индивидуальным охлаждением деталей в механизированных закалочных приспособлениях
Шарики	0,7—3	Карусельные печи
	< 14	Барабанные закально-отпускные агрегаты типа СБЗА с закалкой деталей в масле
	14—50	Барабанные закально-отпускные агрегаты типа СБЗА с закалкой деталей в водно-содовом растворе
	50—75	Конвейерные печи с индивидуальной закалкой шаров в водно-содовом растворе
	76—203	Соляные ванны с индивидуальной закалкой шаров в 10 %-ном водном растворе NaCl

П р и м е ч а н и я: 1. Все электропечи для низкого отпуска с принудительной циркуляцией воздуха. 2. Кроме печей в состав закально-отпускных агрегатов входят механизированные закалочные баки, баки для дополнительного охлаждения деталей, моечные машины для удаления масла перед посадкой деталей в отпускные печи. В некоторых агрегатах дополнительное охлаждение и промывка осуществляются в двухзонных моечных машинах. В состав агрегатов с ручьевыми закалочными печами входят еще автоматические закалочные прессы.

ных деталей сложной формы скорость нагрева должна быть ограничена с целью предотвращения коробления.

Температура нагрева. Нагрев должен обеспечить:

а) завершение перлитно-аустенитного превращения при растворении углерода в аустените до содержания 0,55—0,65 %;

б) сохранение относительно мелкого (9—10-го баллов по ГОСТ 5639—82) аустенитного зерна;

в) достаточную однородность аустенита, позволяющую избежать появления в структуре закаленной стали продуктов немартенситного превращения.

Чем крупнее детали, тем медленнее они охлаждаются в закалочной жидкости и тем большая устойчивость аустенита необходима для качественной закалки. Для растворения необходимого количества углерода и легирующих элементов в аустените крупные детали нагревают до более высоких температур.

При закалке в воде температуру нагрева деталей назначают несколько ниже, чем при закалке в масле. Это связано с тем, что более интенсивное охлаждение в воде обеспечивает отсутствие немартенситных продуктов превращения аустенита даже при пониженной его устойчивости. Понижение температуры закалки уменьшает внутренние напряжения и коробление деталей. Ориентировочные температуры нагрева под закалку для колец и тел качения приведены в табл. 38.

Длительность нагрева должна обеспечить достижение деталями заданной температуры и требуемое насыщение аустенита углеродом. Для подшипниковых сталей, подвергаемых неполной закалке, время нагрева существенно влияет на качество закалки, так как при нагреве и выдержке происходит непрерывное насыщение твердого раствора.

Общая длительность нагрева возрастает с увеличением толщины стенки колец или диаметра тел качения и загрузки пода и

Т а б л и ц а 38. Температуры нагрева под закалку деталей подшипников (по А. Г. Спектору)

Вид деталей	Диаметр, мм	Марка стали	Температура нагрева, °С
Кольца	2—35	ШХ15	830—850
Шарики	0,7—3	ШХ15	830—850
Ролики	30—55	ШХ15СГ	830—850
Ролики	55—70	ШХ20СГ	830—850
Кольца	35—150	ШХ15	840—860
Шарики	3—75	ШХ15	840—860
Ролики	1,5—28	ШХ15	840—860
Кольца	150—1800	ШХ15СГ	820—840
		ШХ20СГ	820—840
Ролики	25—30	ШХ15СГ	820—840

приближенно может быть оценена по формулам: $\tau = a\sqrt{S}$ — для колец, $\tau = a\sqrt{D}$ — для тел качения, где τ — длительность нагрева, мин; S — толщина стенки колец, мм; D — диаметр шариков или роликов, мм; a — эмпирический коэффициент.

При нагреве колец в печах с пульсирующим подом или конвейерных $a = 15$, в рольганговых $a = 13$. При нагреве в барабанных печах роликов $a = 12$, шариков $a = 10$. В зависимости от мощности печи, величины загрузки и других технологических факторов значения a могут отклоняться от приведенных на 20—25 %.

Применение защитных атмосфер для нагрева деталей подшипников под закалку позволяет предотвратить окисление и обезуглероживание поверхности деталей, уменьшить припуски на окончательную обработку, сократить или отменить шлифовку отдельных поверхностей колец и роликов. При нагреве колец из стали ШХ15 без защитной атмосферы глубина обезуглероживания может превысить 0,2 мм, а концентрация углерода в поверхностном слое понизится до 0,3—0,5 %.

Наиболее распространенной защитной атмосферой является эндогаз с малым содержанием примесей (H_2O , CO_2 , O_2 , CH_4). Для нагрева под закалку стали ШХ15 эндогаз должен иметь точку росы около $+3^\circ\text{C}$. При этом необходимо учитывать, что за счет подсоса воздуха через загрузочное окно, неплотности соединений и вводы печи точка росы печной атмосферы может существенно превышать точку росы газа, поступающего из эндогенератора. Показано, что даже для сравнительно герметичной ручьевой печи это превышение в среднем составляет $+5^\circ\text{C}$. Кроме того существенное значение для состава атмосферы имеет насыщение кладки кислородом воздуха при перерывах в работе печи. Так при длительности перерыва 1; 6 и 17 дней для восстановления содержания CO_2 в атмосфере до 1,0—1,6 % требуется соответственно 20, 35 и 75 ч.

Выбор закалочной среды определяется маркой стали, условиями нагрева, массой и формой деталей. Для стали ШХ15 необходимо интенсивное охлаждение в широкой области температур (700—350 $^\circ\text{C}$), чтобы предотвратить распад переохлажденного аустенита в перлитной и бейнитной областях.

Для закалки колец, роликов и мелких шариков применяют минеральное масло марок МЗМ-16, И-12А, И-20А. При нагреве деталей в защитной атмосфере из-за изменения состояния поверхности (отсутствие обезуглероживания и окисления) повышается устойчивость газовой пленки, что замедляет охлаждение в интервале температур перлитного превращения. Это приводит к появлению в структуре закаленных деталей немартенситных составляющих (трооститных пятен на поверхности деталей).

Для предотвращения этого используют индустриальные масла И-12А и И-20А с добавками 16—20 % высокомолекулярных фракций (C_{20} и выше) синтетических жирных кислот (масло

МЗМ-Б, обладающее повышенной охлаждающей способностью в интервале температур перлитного превращения стали).

Присутствие воды в закалочном масле не допускается. Для этого все минеральные масла перед использованием выдерживают при температуре 140—150 °С в течение 20—24 ч. Контроль наличия воды в закалочных баках проводят не реже двух раз в неделю, при обнаружении воды масло либо заменяют, либо регенируют путем отстаивания при 70—90 °С.

Для светлой закалки мелких деталей используют масло И-20А с добавками 10—30 % горчичного или подсолнечного масла.

Шарики диаметром более 14 мм, представляющие собой тела простой формы, с целью получения максимальной твердости закаливают в воде. Для предотвращения образования на поверхности деталей трооститных пятен в воду добавляют 3—5 % Na_2CO_3 , что способствует разрыву паровой пленки при более высокой температуре поверхности. А. Г. Спектор связывает образование трооститных пятен с местным разрушением неустойчивой паровой пленки на поверхности деталей. При этом теплоотдача в данном месте резко усиливается и вблизи поверхности возникает большой перепад температур. Если паровая пленка снова возникает и теплоотдача затрудняется, местный поток тепла к поверхности может замедлить ее охлаждение или даже вызвать нагрев.

Во всех случаях необходимо стремиться, чтобы закалочная жидкость равномерно и интенсивно омывала поверхность деталей. Равномерность охлаждения может быть обеспечена интенсивным перемещением деталей в закалочной жидкости. Разработаны установки для закалки колец методами вращения и покачивания. Деформация колец при закалке с покачиванием на 20—40 % выше, чем при закалке способом вращения с правкой.

Меры для уменьшения деформации колец при закалке

Основными видами деформации колец являются овальность, конусность и плоскостное коробление. В зависимости от отношения толщины или высоты стенки к диаметру колец определяющими являются разные виды деформации. Искажение формы колец является результатом механических воздействий, а также неравномерности нагрева или охлаждения колец при закалке.

А. Г. Спектром предложено характеризовать тот или иной технологический процесс по «коэффициенту овальной деформации» (мкм/мм), являющемуся коэффициентом пропорциональности в выражении $l = K (D^2/S) \cdot 10^3$

где l — среднее приращение овальности (мкм) для партии в 100—200 колец, подсчитываемое по формуле $l = \sqrt{l_1^2 - l_0^2}$ (l_0 и l_1 — средняя овальность до и после термической обработки, соответственно); D — диаметр колец, мм; S — толщина стенки, мм.

Т а б л и ц а 39. Значения коэффициентов овальной деформации колец

Тип печи	Способ укладки	Способ охлаждения	K , мм/мм
Печь с пульсирующим подом	Без укладки	Свободное падение колец в масляный бак	100
Конвейерная печь	В один слой	То же	80
	В три—пять слоев	»	80
	В один слой	»	70
	То же	Вращение колец в закалочном масле	55
»	»	Закалка в горячих средах	35—60

В табл. 39 даны значения K для различных закалочных печей и способов укладки и охлаждения при закалке.

Из табл. 39 видно, что одним из способов снижения деформации является закалка в горячих средах (ступенчатая и изотермическая).

Устойчивость переохлажденного аустенита сталей типа ШХ позволяет практически использовать ступенчатую закалку с температурой остановки вблизи точки M_n . Учитывая, что твердость колец после закалки не должна быть ниже $HRC63$, Я. Р. Раузин приводит следующие рекомендации по температуре и длительности охлаждения колец в горячих средах; для колец с толщиной стенки до 6 мм температура среды 250—260 °С, время выдержки 10 с; для колец с толщиной стенки 6—12 мм температура 150—250 °С, выдержка от 15 с до 3 мин.

Учитывая малое распространение соляных ванн в подшипниковой промышленности по причинам, указанным ранее, в качестве сред для ступенчатой закалки применяют масла с температурой 120—180 °С. Наилучший результат дает совмещение ступенчатой закалки с последующим охлаждением под прессом.

Закалка в штампах или фиксирующих приспособлениях является наиболее эффективным средством предотвращения деформации колец и ее можно выполнять по нескольким вариантам.

Тонкие кольца охлаждают в горячем масле в течение 10—15 с до температуры начала мартенситного превращения или несколько ниже (250—150 °С) и переносят под пресс, оснащенный плоскими или фигурными штампами. При нажиме пресса усилием 50—150 кН выправляют искривления формы, при этом детали находятся в пластичном аустенитном состоянии. Детали охлаждают в штампе в течение 1—1,5 мин до температуры 40—50 °С, затем вынимают из штампа для последующего охлаждения на воздухе. При охлаждении детали в штампе используется эффект сверхпластичности стали во время мартенситного превращения, вследствие чего после извлечения из штампа сохраняется пра-

вильная форма колец. Известны конструкции закалочных штампов с фиксацией колец по внутренней конической (рис. 162, а), наружной (рис. 162, б) и внутренней цилиндрической поверхности (рис. 162, в).

В ряде случаев для крупных колец применяют сложные штампы, состоящие из разрезных сегментов, расклиниваемых в момент зажима специальным конусом, опускающимся под действием пресса или клиньев (рис. 162, г).

Бездеформационную закалку колец крупногабаритных подшипников проводят за счет использования тепловой усадки в процессе охлаждения от температуры закалки до температуры



Рис. 162. Схемы штампов и фиксирующих приспособлений для закалки колец подшипников. Сечения штампов и приспособлений на рис. а—в не заштрихованы:

1 — кольцо; 2 — пуансон; 3 — матрица; 4 — клин; 5 — опускающиеся сухари

мартенситного превращения. Для этого нагретые в шахтных печах кольца свободно устанавливают на приспособления, фиксирующие требуемый внутренний диаметр кольца, и помещают в закалочное масло. За счет тепловой усадки создается натяг, препятствующий короблению. Увеличение размера колец по мере развития мартенситного превращения ослабляет натяг и облегчает съем кольца с приспособления.

Для уменьшения деформации колец диаметром 150—1500 мм применяют также охлаждение в масле до 150—200 °С на вращающихся валках с окружной скоростью 1,5—3,0 м/с, далее в спокойном масле.

Во всех случаях закалки в горячих средах детали должны сразу после закалки дополнительно охлаждаться возможно более глубоко с целью уменьшения количества остаточного аустенита и его стабилизации. Охлаждение до 75 °С осуществляется на спокойном воздухе или воздушной струей, затем в двухзонных моечных машинах водой или водно-содовым раствором с температурой 40—50 °С в первой зоне и 15—20 °С во второй.

Отпуск деталей подшипников из сталей типа ШХ

Отпуск является окончательной операцией термической обработки, определяющей качество готовых деталей подшипников. Благодаря ему достигается повышение вязкости, размерная и структурная стабильность деталей. Для отпуска используют

электропечи сопротивления с принудительной циркуляцией воздуха, калориферные печи и масляные ванны. Закаленные детали следует подвергать отпуску сразу или, по крайней мере, не позднее, чем через 3 ч после закалки.

Отпуск должен обеспечить повышение вязкости стали за счет уменьшения тетрагональности мартенсита и внутренних напряжений без интенсивного распада остаточного аустенита, сопровождающегося падением ударной вязкости. Интенсивный распад аустенита в стали ШХ15 начинается при температурах выше 175 °С. Остаточный аустенит стали ШХ15СГ несколько более устойчив при отпуске.

Практически отпуск деталей подшипников из стали ШХ15 осуществляют при 150—165 °С, из сталей ШХ15СГ и ШХ20СГ — при 160—175 °С. Рекомендуются детали выдерживать не менее 2 ч при заданной температуре. Общая продолжительность отпуска зависит от массы и размеров деталей, от нагревательных устройств и колеблется от 2,5 до 3,5 ч для деталей подшипников массовых серий и от 7 до 9 ч для деталей крупногабаритных подшипников.

Термическая обработка деталей подшипников при индукционном нагреве

Применение индукционного нагрева позволяет реализовать значительные технико-экономические преимущества, в том числе: сократить расход энергии, интенсифицировать процесс термической обработки, улучшить условия труда. Отпадает необходимость в защитных атмосферах, в качестве закалочной среды в большинстве случаев используют воду и водные растворы вместо масла.

При индукционном нагреве из-за ограниченности времени протекания процессов (образования аустенита, растворения карбидов и насыщения твердого раствора) требуемое состояние аустенита достигается за счет повышения температуры нагрева под закалку и тем в большей степени, чем выше скорость нагрева.

При длительности нагрева до 10—15 с требуемая температура нагрева под закалку столь велика (свыше 900 °С), что приводит к интенсивному росту аустенитного зерна. Такой нагрев с большими скоростями нашел в подшипниковой промышленности ограниченное применение для термической обработки, в частности, для конических роликов. Ролики из стали ШХ15 нагреваются в индукторе, питаемом от лампового генератора мощностью 60 кВт и частотой 70 кГц. Температура нагрева 920 °С, время нагрева 8 с. Закалочное охлаждение осуществляется водой в спрейном устройстве.

Более широко для закалки подшипниковых сталей используют индукционный нагрев с малыми скоростями в области фазовых превращений или с изотермической выдержкой при конеч-

ной температуре. При этом детали нагреваются до температур, близких к температурам печного нагрева под закалку, что не сопровождается интенсивным ростом аустенитного зерна, а требуемый уровень насыщения аустенита обеспечивается за счет изотермической выдержки.

В ранее созданных установках для закалки шариков диаметром 20—42 мм изотермическую выдержку осуществляли путем пересадки нагретых в индукторе деталей в печь (комбинированный нагрев). В настоящее время в основном используют нагрев от машинных генераторов в методических индукторах, конструкция которых обеспечивает замедление нагрева или изотермическую выдержку на конечной стадии нагрева. Такой принцип осуществлен в установках ГПЗ-1 для закалки колец карданных подшипников, роликов размером 11,5—12,7 мм из стали ШХ15.

Для термической обработки колец цилиндрических подшипников диаметром 100—180 мм создана и эксплуатируется в промышленности автоматическая линия ЛРТК-79, в которой совмещены: индукционный нагрев под закалку в течение 2 мин, охлаждение в устройствах, ограничивающих деформацию, промывка и отпуск колец при индукционном нагреве в течение 8 мин.

Применение индукционного нагрева является весьма перспективным направлением в развитии технологии термической обработки деталей подшипников. На отдельных передовых подшипниковых заводах до 40 % деталей подшипников качения массовых серий подвергают закалке при индукционном нагреве и есть все основания для дальнейшего увеличения этого объема.

7. Объемно-поверхностная закалка деталей железнодорожных подшипников из стали ШХ4 при индукционном нагреве

Роликовые подшипники для букс железнодорожных вагонов работают в условиях высоких контактных и динамических нагрузок. Изготовление таких подшипников с насквозь закаленными на высокую твердость кольцами (*HRC* 58—62) не обеспечивает требуемой надежности и долговечности. Повышение качества колец удалось достигнуть за счет применения метода объемно-поверхностной закалки, разработанного в нашей стране К. З. Шепаляковским.

Кольца с толщиной стенки 14 мм изготавливают из стали ШХ4. Заготовки получают из горячекатаных штанг путемковки с последующей раскаткой и отжигом на зернистый перлит. Закалка колец выполняется на автоматических установках с индукционным сквозным нагревом последовательно в трех петлевых индукторах в течение 3 мин; в последнем индукторе осуществляется изотермическая выдержка. Температура нагрева 840—860 °С. Нагретые кольца поступают в закалочную камеру, где охлаждаются быстродвижущимся потоком воды, подаваемым от насоса. Индукторы питаются от двух машинных преобразовате-

лей мощностью по 100 кВт каждый с частотой 2,4 кГц. Постоянство режима индукционного нагрева обеспечивается за счет автоматических регуляторов с обратной связью по току в первичной обмотке закалочного трансформатора. Производительность установок 55—60 колец в 1 ч. Отпуск колец проводят в электропечах.

В результате, благодаря регламентированной прокаливаемости стали, за один цикл нагрева поверхностные слои деталей (внутренние, наружные и торцевые) закаляются на твердость *HRC* 64—67, одновременно сердцевина упрочняется на твердость *HRC* 35—40. За счет создания в поверхностных слоях высоких остаточных напряжений сжатия (до 500—700 МПа) и измельчения зерна долговечность колец повышается более чем в два раза, полностью устраняются случаи хрупкого разрушения колец в эксплуатации.

В наибольшей степени описанный метод эффективен для подшипниковых колец с толщиной стенки не менее 12 мм и роликов диаметром не менее 20 мм, работающих при высоких контактных и динамических нагрузках. Особенностью метода является необходимость согласования прокаливаемости применяемой стали с размерами сечения деталей по соотношению $D_{кр} = (0,7 — 1,4) S$,

где $D_{кр}$ — диаметр цилиндрического образца, мм, закаливаемого путем сквозного нагрева и охлаждения интенсивным потоком воды до твердости *HRC* 55 в его центре; S — толщина стенки кольца, мм.

6. Контроль качества термической обработки

При контроле качества термической обработки деталей подшипников проверяются следующие параметры.

Твердость колец и тел качения различного размера определяется на приборах Роквелла и Супер-Роквелла алмазным конусом при нагрузках 1500, 600 и 300 Н (150, 60 и 30 кгс). Искажение показаний приборов за счет сферической и цилиндрической формы деталей учитывают путем специальных поправок. Твердость мелких шариков и роликов диаметром менее 2 мм определяют по методу Виккерса.

После окончательной термической обработки твердость колец и роликов из стали ШХ15 должна быть в пределах *HRC* 61—65, из стали ШХ15СГ — в пределах *HRC* 60—64. Требуемая твердость шариков из стали ШХ15 *HRC* 60—66.

Излом деталей контролируется для оценки качества термической обработки, выявления пережога при ковке и штамповке. При удовлетворительной закалке излом матово-серый, фарфоровидный, шелковистый.

Микроструктуру проверяют на оптических микроскопах при увеличениях в 500—600 раз и при удовлетворительной терми-

ческой обработке она должна содержать скрытокристаллический мартенсит и равномерно распределенные избыточные карбиды. Наличие троостита свидетельствует о недостаточном нагреве или интенсивности охлаждения. Перегрев обнаруживается по появлению заметной игольчатости мартенсита.

Наличие трещин проверяют на дефектоскопах (магнитных, люминесцентных, ультразвуковых и др.). Трещины в деталях подшипников не допускаются.

На подшипниковых заводах все шире используют приборы неразрушающего контроля качества термической обработки. Разнообразие приборов и принципов их работы весьма велико, в частности применяют методы вихревых токов с амплитудно-фазовой обработкой сигналов преобразователя (прибор АНК-М1 для колец после отпуска в автоматической рассортировке), метод высших гармоник (прибор АТШ-М2 для шариков), метод измерения результирующего поля в деталях при их помещении в электромагнитное поле (токовихревой структуроскоп ТСК-2 для колец) и т. д.

9. Технология термической обработки деталей подшипников из цементуемых сталей

Химико-термическая обработка деталей крупногабаритных подшипников из стали 20Х2Н4А.

Из стали 20Х2Н4А изготавливают кольца и ролики крупногабаритных подшипников, работающих при значительных контактных и ударных нагрузках. Процесс термической обработки включает цементацию, высокий отпуск, закалку и низкотемпературный отпуск.

Цементация. Ее проводят в шахтных печах природным или городским газом (70—90 % CH_4 ; 1—5 % Co ; 5—20 % H_2 ; $\leq 1,0$ % CO_2 ; $\leq 1,0$ % O_2) при температуре 930—940 °С. Для уменьшения количества крупных избыточных карбидов подача газа со временем уменьшается. Кольца помещают в печь на жароупорных крестовинах, ролики — на плоских поддонах со штоками для посадки и извлечения деталей из печи.

При больших глубинах науглероживания (до 8—10 мм) скорость насыщения в процессе цементации уменьшается с 0,1 мм/ч в начале процесса и до 0,03 мм/ч в конце процесса, в среднем ее принимают равной 0,05 мм/ч. Соответственно, в зависимости от требуемой толщины слоя продолжительность цементации составляет 50—200 ч. Во избежание образования карбидной сетки детали охлаждают в масле до температуры 100—120 °С и затем, после стекания масла, помещают в печь для высокого отпуска. Структура после цементации — аустенит, мартенсит и избыточные карбиды.

Высокий отпуск служит для получения структуры зернистого перлита в цементованном слое, что позволяет обеспечить в зака-

ленном состоянии удовлетворительную микроструктуру, высокую твердость и наименьшее количество остаточного аустенита. Отпуск проводят в шахтных печах при 580—600 °С в течение 10—15 ч, затем детали охлаждают на воздухе. В ряде случаев высокий отпуск повторяют дважды. После отпуска на образцах-свидетелях (диаметром 55—60 мм), изготовленных из стали той же плавки и подвергнутых цементации вместе с деталями контролируют толщину цементованного слоя. Для этого образцы закаливают с 800 °С в масле и отпускают при 160 °С, затем измеряют твердость по сечению и определяют толщину слоя с твердостью не менее *HRC* 58.

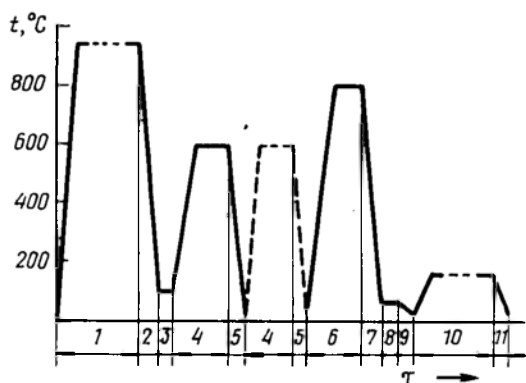


Рис. 163. График режимов термической обработки деталей крупногабаритных подшипников из стали 20Х2Н4А. Цифрами по оси времени обозначены номера операций:

1—3 — цементация (1 — науглероживание; 2 — охлаждение; 3 — удаление масла); 4, 5 — высокий отпуск (4 — нагрев и выдержка; 5 — охлаждение); 6—9 — закалка (6 — нагрев и выдержка; 7 — охлаждение в штампах; 8 — промывка; 9 — дополнительное охлаждение); 10, 11 — низкий отпуск (10 — нагрев и выдержка; 11 — охлаждение).

З а к а л к а. Детали нагревают под закалку в шахтных печах до температуры 790—800 °С в течение 1,5—3 ч. Кольца в нагретом состоянии свободно устанавливают в фиксирующие приспособления и погружают в масло. При охлаждении кольца обжимают приспособления и вследствие натяга от тепловой усадки происходит правка колец. Закаленные детали промывают в 3,5—5 %-ном водном растворе соды и затем с целью стабилизации размеров охлаждают дополнительно в холодной проточной воде.

Н и з к о т е м п е р а т у р н ы й о т п у с к проводят при температуре 160 °С в течение 7—12 ч в шахтных печах с принудительной циркуляцией воздуха. Окончательная микроструктура цементованного слоя — скрыто- и мелкокристаллический мартенсит; по мере удаления от поверхности игольчатость мартенсита возрастает из-за уменьшения содержания углерода. Замкнутая карбидная сетка не допускается. Микроструктура сердцевины — малоуглеродистый мартенсит. Твердость на поверхности *HRC* 58—62, в сердцевине *HRC* 30—45.

График режимов цементации и последующей термической обработки деталей подшипников из стали 20Х2Н4А приведен на рис. 163.

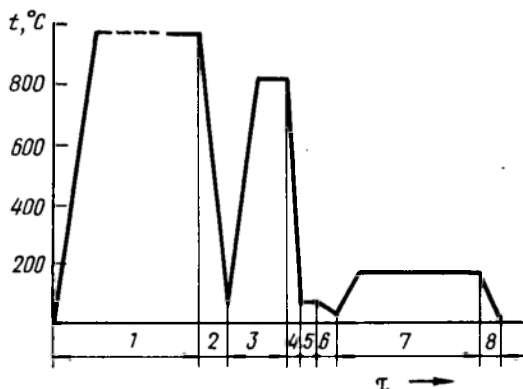
Цементация и термическая обработка деталей подшипников из сталей 18ХГТ и 15Г1

Кольца после холодной штамповки подвергают цементации, закалке и низкотемпературному отпуску.

Цементацию осуществляют на глубину 1,1—1,4 мм (для колец диаметром менее 60 мм) при температуре 960 °С в течение

Рис. 164. График режимов термической обработки деталей подшипников из стали 18ХГТ. Цифрами по оси времени обозначены номера операций:

1—2 — цементация (1 — науглероживание; 2 — охлаждение); 3—6 — закалка (3 — нагрев и выдержка; 4 — охлаждение; 5 — промывка; 6 — дополнительное охлаждение); 7—8 — низкий отпуск (7 — нагрев и выдержка; 8 — охлаждение)



7—7,5 ч природным или городским газом в печах с вращающейся ретортной. Кольца диаметром более 60 мм цементуют на глубину 1,4—2,0 мм в толкательных муфельных печах.

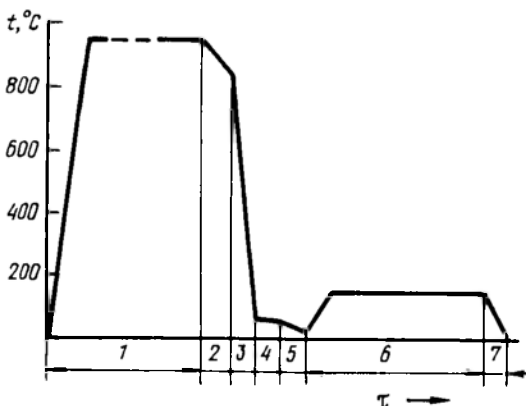


Рис. 165. График режима термической обработки колец карданных подшипников из стали 15Г1. Цифрами по оси времени обозначены номера операций:

1—5 — цементация с непосредственной закалкой (1 — науглероживание; 2 — подстуживание; 3 — охлаждение; 4 — промывка; 5 — дополнительное охлаждение); 6—7 — низкий отпуск (6 — нагрев и выдержка; 7 — охлаждение)

После цементации кольца охлаждают на воздухе и подвергают закалке с нагревом в электропечах с пульсирующим подом до температуры 820 °С в течение 25—35 мин и охлаждением в масле.

Кольца диаметром более 60 мм нагревают под закалку до 860 °С на установках индукционного нагрева, калибруют на прессе и охлаждают в масле. Отпуск выполняют в конвейерных печах при 150—170 °С в течение 4—5 ч.

Кольца карданных подшипников из стали 15Г1 термически обрабатывают в барабанном автоматизированном агрегате типа

СБЦА. В двухбарабанной цементационно-закалочной печи детали подвергают цементации в эндогазе с добавлением 10 % природного газа при 950 °С в течение 7,5 ч до толщины слоя 1,0—1,4 мм и подстуживают до 850 °С. После охлаждения в масле следует промывка и низкотемпературный отпуск при 150 °С. Микроструктура цементованного слоя — игольчатый мартенсит и остаточный аустенит, твердость на поверхности *HRC* 61—65.

Графики режимов термической обработки деталей из сталей 18ХГТ и 15Г1 приведены на рис. 164 и 165.

10. Термическая обработка деталей подшипников из коррозионностойких и теплостойких сталей

Детали коррозионностойких подшипников изготавливают в основном из стали 95Х18, реже из стали 11Х18М. Термическая обработка включает закалку, обработку холодом и низкотемпературный отпуск.

Для предотвращения деформации и образования трещин при нагреве сталей в силу их малой теплопроводности применяют ступенчатый нагрев под закалку в камерных печах или соляных ваннах. Детали предварительно нагревают до 850 °С, затем окончательно до 1040—1060 °С с выдержкой 1,5 мин на 1 мм сечения, но не менее 4 мин, и охлаждают в масле. Детали подшипников, работающих при отрицательных температурах, не позднее чем через 4 ч после закалки подвергают обработке холодом при (—70)—(—80) °С.

Современный уровень технологии термической обработки предопределяет применение вакуумных закалочных печей. В этом случае нагрев осуществляется без предварительного подогрева, охлаждение — в потоке нейтрального газа. В вакуумные электропечи сопротивления периодического действия типа 1СКВ детали загружают в корзинах, затем печь вакуумируют. В большинстве высокотемпературных печей нагреватели и футеровка печей выполняются из графита и в этом случае загрузка и разгрузка деталей могут быть проведены лишь после охлаждения нагревательной камеры. В некоторых печах с рабочей температурой до 1150 °С нагреватели выполняют из нихрома, а футеровку — из легковесного шамота; благодаря этому печь может быть загружена и разгружена при разогретой нагревательной камере. При нагреве количество аккумулированного печью тепла сравнительно невелико из-за малой толщины футеровки. Нагретые детали передаются в закалочную камеру, где охлаждаются либо в потоке нейтрального газа под вентилятором, либо погружением в бак с вакуумным маслом. Закаленные детали имеют светлую поверхность и малую деформацию.

Отпуск выполняют при 150—160 °С в течение 3 ч в масляных ваннах либо в электропечах. Твердость после термической обра-

ботки *HRC* 58—62. Микроструктура — скрыто- и мелкокристаллический мартенсит и избыточные карбиды.

Подшипники из коррозионностойких сталей, предназначенные для работы при повышенных температурах, отпускают при 400—420 °С в течение 5 ч, при этом твердость понижается до *HRC* 55.

Детали теплостойких подшипников изготавливают из сталей 8Х4В9Ф2—Ш (ЭИ 347-Ш) и 8Х4М4В2Ф1-Ш (ДИ 43-Ш) и подвергают закалке с высоким отпуском.

Нагрев колец и тел качения под закалку проводят в соляных ваннах в две ступени: предварительный нагрев до 800—830 °С и окончательный нагрев до 1220—1240 °С для стали 8Х4В9Ф2-Ш и 1130—1160 °С для стали 8Х4М4В2Ф1-Ш. Продолжительность нагрева 8—10 с на 1 мм при сечении деталей до 25 мм и 6 с для большего сечения деталей; охлаждение при закалке в масле И-12А или И-20А при температуре 80—130 °С.

После промывки детали подвергают трехкратному отпуску в селитровых ваннах при 565—580 °С в течение 2 ч при каждом отпуске с охлаждением на воздухе.

Для подшипников, работающих при температуре свыше 500 °С, детали отпускают при 580—600 °С (для рабочих температур до 550 °С) или при 650 °С (для рабочих температур 600—650 °С). Твердость после термической обработки *HRC* 60—64. Микроструктура — скрыто- и мелкоигльчатый мартенсит и избыточные карбиды. Величина зерна и игльчатость мартенсита строго регламентируются, температура нагрева под закалку в указанных пределах корректируется поплавно по результатам пробных заливок образцов из стали данной плавки.

РЕКОМЕНДАТЕЛЬНЫЙ БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

Раузин Я. Р. Термическая обработка хромистой стали. М.: Машиностроение, 1978. 277 с.

Спектор А. Г., Зельбет Б. М., Киселева С. А. Структура и свойства подшипниковых сталей. М.: Металлургия, 1980. 264 с.

Трусова И. И. — В кн.: Термическая обработка в машиностроении: Справочник. М.: Машиностроение, 1980, с. 587—606.

Г л а в а XXIV

ТЕХНОЛОГИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ПРУЖИН И РЕССОР

1. Условия работы пружин и рессор.

Требования к рессорно-пружинным сталям

Пружины и рессоры являются упругими элементами разнообразных машин, механизмов и приборов, предназначенных для создания, восприятия или гашения ударов, колебаний, сотрясений,

а также для привода подвижных частей или для измерения усилий. Разнообразие видов пружин, применяемых в современной технике, весьма велико. По характеру работы различают пружины, работающие на сжатие, растяжение, кручение, и специальные, воспринимающие комбинированную нагрузку, в основном изгиб. По форме пружины делятся на винтовые, спиральные, тарельчатые и др. Некоторые виды пружин и рессор представлены на рис. 166.

Различные типы пружин могут эксплуатироваться при статическом приложении нагрузки (например, постоянно сжатые), при динамических нагрузках (буферные пружины) и многократ-

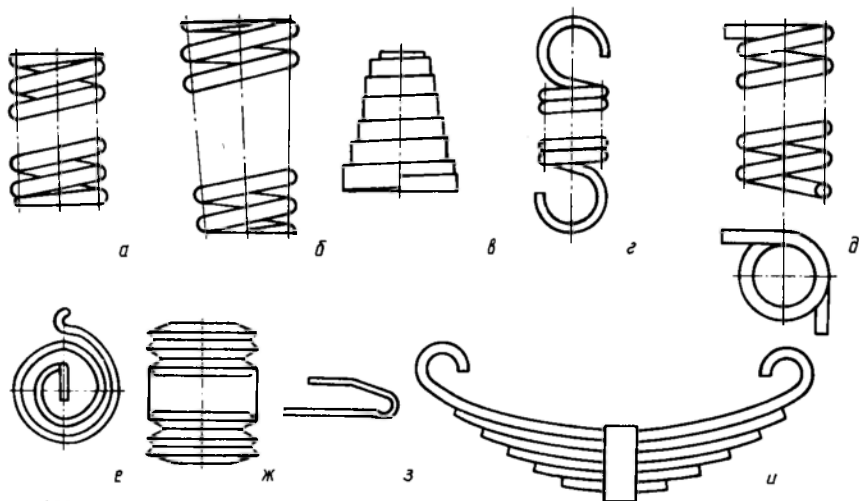


Рис. 166. Различные виды пружин:

а — пружина сжатия цилиндрическая; б — пружина сжатия коническая из проволоки круглого сечения; в — пружина сжатия телескопическая из заготовки прямоугольного сечения; г — пружина растяжения цилиндрическая; д — пружина кручения; е — пружина спиральная плоская; ж — пакет тарельчатых пружин; з — пружина изгиба пластинчатая; и — листовая рессора

ных динамических нагрузках с большим числом циклов нагружения различной частоты (пружины клапанов двигателей).

Основной рабочей характеристикой пружин является их жесткость, т. е. способность деформироваться на определенный размер при заданных нагрузках. Величина и постоянство рабочих характеристик, а также отсутствие поломок и изменения размеров (проседание, растяжение) характеризуют качество пружин.

Наибольшее распространение в технике имеют винтовые пружины. Крупные винтовые пружины изготавливают из прутков диаметром более 12 мм, средние — из проволоки или прутков диаметром 1,5—12 мм. Мелкие пружины изготавливают из проволоки диаметром 0,2—1,5 мм.

В большинстве пружин материал работает на кручение, поэтому для расчета пружин используют модуль сдвига материала

и допускаемое напряжение при кручении. Пружины не испытывают деформации растяжения, однако существует корреляция между механическими свойствами проволоки на растяжение и работоспособностью пружин. Это обстоятельство, а также методические удобства определения, обусловили широкое использование испытаний на растяжение для оценки качества пружинных материалов.

При правильном выборе типоразмера пружин и рессор в соответствии с величиной и характером эксплуатационных нагрузок на их долговечность и надежность влияют следующие факторы:

1. Химический состав и структурное состояние стали после термической обработки, а также его изменение в процессе нагружения.

2. Металлургическое качество стали (содержание неметаллических включений, неоднородность состава и структуры).

3. Качество поверхности проката (листа, полосы, ленты, проволоки). Наличие дефектов поверхности, играющих роль концентраторов напряжений в готовых пружинах и рессорах.

4. Наличие и глубина обезуглероженного слоя.

5. Напряженное состояние, определяемое характером распределения и величиной внутренних остаточных напряжений.

Стали для пружин и рессор представляют собой специальную группу конструкционных сталей с характерным комплексом свойств, важнейшим из которых является сопротивление малым пластическим деформациям. Оно характеризуется условным пределом упругости, отвечающим появлению остаточной деформации 10^{-3} — 10^{-4} %. Величина предела упругости определяет предельные напряжения, которые не должны быть превышены в упругих элементах в процессе эксплуатации. Высокое сопротивление малым пластическим деформациям обеспечивает такие важные для упругих элементов свойства, как усталостную прочность (сопротивление циклическим нагрузкам), сопротивление протеканию релаксационных процессов и проявлению неупругих явлений, ответственных за изменение размеров и рабочих характеристик пружин и рессор.

Упругие элементы из углеродсодержащих сталей, работающие при динамических нагрузках в условиях низких температур, должны обладать высоким сопротивлением хрупкому разрушению. Поэтому необходимо стремиться к мелкозернистости стали, однородности структуры и субструктуры, повышению чистоты стали по вредным примесям и неметаллическим включениям.

Весьма важны свойства, определяющие технологичность рессорно-пружинных сталей как в процессе их металлургического производства, так и при изготовлении упругих элементов. К ним относятся: технологическая пластичность при горячей и холодной пластической деформации (при прокатке, волочении, гибке,

штамповке и др.), склонность к перегреву и обезуглероживанию при термической обработке и др.

По назначению рессорно-пружинные стали классифицируются на стали общего назначения, используемые в качестве конструкционных материалов для работы в обычных атмосферных условиях, и стали специального назначения для изготовления упругих элементов, работающих в особых условиях, например, в коррозионноактивных средах, при повышенных температурах и др.

Основными способами упрочнения пружинных сталей общего назначения являются: 1) холодная пластическая деформация (деформационный наклеп) с последующим низкотемпературным нагревом; 2) закалка на мартенсит с последующим отпуском или динамическим старением; 3) термомеханическая обработка.

Для изготовления пружин и упругих чувствительных элементов специального назначения используют коррозионностойкие и теплостойкие стали и сплавы, элинварные и высокоэлектропроводные сплавы.

2. Термическая обработка пружин из сталей общего назначения, упрочняемых холодной пластической деформацией с последующим отпуском

Преимуществом таких пружин является простота и экономичность технологического процесса их изготовления наряду с высоким комплексом свойств, обеспечивающих длительную надежную эксплуатацию. Отсутствие закалки позволяет получить высокую точность конфигурации и размеров пружин при почти полном отсутствии поверхностного обезуглероживания и окисления, резко снижающих усталостную прочность.

Для изготовления пружин используют термически обработанную на заданный уровень прочности или холоднодеформированную, предварительно термически обработанную (обычно патентованную) проволоку или ленту. Ввиду невысокой пластичности обработанных на высокую прочность сталей из них изготавливают пружины несложной конфигурации.

Закаленная и отпущенная пружинная проволока или лента изготавливается из углеродистых (68А, У7А—У12А) и легированных сталей (65ГА, 68ГА, 50ХФА, 60С2А, 70С2ХА). Лента по уровню прочности поставляется по трем группам: 1П, 2П и 3П. С увеличением номера группы выше уровень прочности, но меньше вязкость ленты, определяемая по числу переменных гибов.

Пружины, изготовленные из термически обработанной ленты, подвергают отпуску при 240—250 °С в течение 1 ч для уменьшения внутренних напряжений и дополнительного распада остаточного аустенита, который может сохраниться в структуре исходной ленты. Нагрев проводят в электрических печах в воздушной среде с тем, чтобы по плоскостям среза при вырубке произошло

образование тонкой окисной пленки (колоризация), которая несколько улучшает коррозионную стойкость пружин.

В большинстве случаев материалом для изготовления пружин служит проволока или лента, полученная путем холодной пластической деформации (волочением, прокаткой) заготовок с предварительно подготовленной исходной структурой. Основным видом предварительной термической обработки является патентирование. Полученная при этом структура тонкопластинчатого перлита позволяет выполнять холодную деформацию с высокими степенями обжатия. Сталь существенно упрочняется, сохраняя пластичность и вязкость, достаточную для навивки пружин в холодном состоянии.

Упрочнение при деформационном наклепе зависит как от состава стали и ее структуры, так и от степени деформации. Высокие пружинные свойства достигаются после деформации с большими степенями обжатия и поэтому могут быть получены на проволоке и ленте небольших сечений (диаметром или толщиной до 6—8 мм).

Высокопрочная проволока диаметром 0,5—8 мм для изготовления мелких и средних пружин поставляется (ГОСТ 9389—75) четырех классов прочности (I, II, IIA, III), различающихся по уровню механических свойств, характеризующихся временным сопротивлением при растяжении, числом скручиваний и перегибов. Наиболее высокопрочную проволоку изготавливают из сталей У7А, У8А, У9А; проволоку с повышенной прочностью II и IIA классов — из стали 65Г; III класса — из стали 45. Чем выше содержание углерода в стали, тем выше прочность после патентирования и последующей холодной деформации.

Технологический процесс изготовления мелких и средних пружин включает следующие операции: холодную навивку, правку, обрубку лишних витков, заточку и шлифование торцев (при необходимости), термическую обработку, обжатие до соприкосновения витков, испытание пружин и проверку размеров, нанесение антикоррозионных покрытий и проверку их качества, а также окончательный контроль.

Термическая обработка пружин заключается в их отпуске. В результате отпуска повышаются предел упругости, релаксационная стойкость, усталостная прочность, снижаются остаточные напряжения и остаточная деформация пружин при нагружении, стабилизируются форма пружин и их силовые характеристики. Указанное изменение свойств А. Г. Рахштадт связывает с изменениями тонкой структуры (по типу полигонизации), образованием сегрегаций из атомов углерода на дислокациях и дисперсных частиц карбидов (деформационное старение).

Режимы отпуска пружин после навивки колеблются в широких пределах. Ввиду того, что процессы при отпуске являются термически активируемыми, более низкой температуре должна соответствовать более продолжительная выдержка. Наиболее часто отпуск выполняют при температурах 175—250 °С. Для пружин

из высокоуглеродистой стали А. Г. Рахштадт рекомендует следующие режимы отпуска: нагрев до 175 °С с выдержкой 2 ч или до 220—300 °С, но с выдержкой 1 ч; 350 °С с выдержкой 15 мин или 450 °С с выдержкой 5 с. Отмечено, что последний режим очень эффективен, но его использованию препятствуют затруднения в регулировании выдержки в случае отпуска пружин различного размера или при колебаниях массы садки.

Для отпуска используют печи-ванны с горячим маслом или расплавом солей. Недостатком расплавов солей является образование солевой рубашки вокруг витков, для удаления которой необходима тщательная промывка, например, в горячем содовом растворе. Можно выполнять отпуск и в электропечах со встроенными вентиляторами для интенсивной циркуляции атмосферы, обеспечивающей равномерность низкотемпературного нагрева садки.

При отпуске пружин в свободном состоянии происходит их деформация за счет уменьшения остаточных напряжений. На спиральных пружинах из углеродистой стали, как правило, наблюдается рост угла спирали, увеличение высоты пружины, уменьшение наружного диаметра (до 1,5 %) и увеличение числа витков (до 1,25—2 %). Величина деформации возрастает с увеличением отношения диаметра пружины к диаметру проволоки. При постоянстве технологических параметров изготовления пружин разброс значений деформации обычно невелик, поэтому фиксирующие приспособления, как правило, не применяют, а изменение размеров пружин при отпуске соотносят с соответствующей корректировкой размеров оснастки для их навивки.

В последние годы для подготовки исходной структуры наряду с патентированием все более широко используют нормализацию, изотермическую закалку на нижний бейнит, закалку со скоростным электроотпуском.

3. Термическая обработка пружин из сталей общего назначения, упрочняемых закалкой с отпуском

Для изготовления пружин, упрочняемых последующей закалкой с отпуском, используют холоднодеформированную отожженную проволоку или ленту, горячекатаный или холоднокатаный сортовой прокат или катанку. В исходном состоянии указанные полуфабрикаты не характеризуются высокой прочностью, но имеют повышенную пластичность, позволяющую изготавливать пружины сложной конфигурации. Крупные пружины изготавливают с использованием горячей деформации.

Технологический процесс изготовления пружин горячей деформацией в общем случае включает следующие операции: отрезку заготовок, оттяжку или вальцовку концов заготовок в горячем состоянии (950—1150 °С), навивку или штамповку в горячем состоянии (800—1000 °С), обрубку концов, заточку и шли-

фование торцев пружин (при необходимости), термическую обработку, гидropескоструйную обработку (иногда наклеп дробью), испытание пружин и проверку размеров. При изготовлении пружин холодной деформацией исключаются операции оттяжки концов и нагрева заготовок перед навивкой (штамповкой).

Основным видом термической обработки пружин является закалка с отпуском. Закалка должна обеспечить получение в структуре мартенсита без участков троостита и с минимальным количеством остаточного аустенита. Остаточный аустенит обладает пониженным пределом упругости, что снижает сопротивление стали малым пластическим деформациям. Возможное превращение остаточного аустенита в мартенсит вызывает понижение релаксационной стойкости и склонность к замедленному разрушению. В связи с этим целесообразно после закалки проводить обработку холодом.

Для снижения склонности к хрупкому разрушению и температуры перехода из вязкого состояния в хрупкое необходимо стремиться к получению при нагреве под закалку мелкозернистого аустенита и к снижению уровня внутренних напряжений при закалке. Для предупреждения поверхностного окисления и обезуглероживания нагрев пружин, особенно малой толщины (приборных и т. п.), следует проводить в защитной атмосфере или в вакууме. Нагрев в соляных ваннах обеспечивает получение чистой поверхности, но может вызвать поверхностные повреждения, снижающие усталостную прочность, что недопустимо для пружин ответственного назначения.

Окончательные свойства определяются условиями отпуска. Режим отпуска следует выбирать с учетом назначения и условий нагружения упругих элементов в эксплуатации. Для большинства пружин отпуск проводят при температурах, обеспечивающих высокие значения предела упругости.

Для широко применяемых углеродистых и легированных пружинных сталей с содержанием 0,5—0,7 % С характерна единая закономерность изменения свойств в зависимости от температуры отпуска (рис. 167). Максимальный предел упругости легированных сталей достигается при температурах отпуска 300—350 °С, углеродистых — при 250 °С. Установлено, что при этом сталь обладает также наибольшей усталостной прочностью и релаксационной стойкостью. Указанные температуры соответствуют условиям достаточно полного распада остаточного аустенита и образования большого числа дисперсных частиц карбидов, когерентно связанных с решеткой мартенсита и расположенных как в объеме кристаллов, так и по границам двойников. Эти частицы закрепляют дислокации и стабилизируют структуру, а также сами непосредственно повышают сопротивление малым пластическим деформациям.

Релаксационная стойкость стальных пружин при равных значениях предела прочности после закалки и отпуска выше, чем

после деформационного наклепа и отпуска, что связано с более равномерным распределением дислокаций в первом случае.

Во избежание нежелательных изменений в структуре (коагуляция карбидов и др.) режим отпуска должен быть строго регламентирован по температуре и продолжительности. Так А. Г. Рахштадтом приведены данные, что максимальное значение предела упругости для стали У10А достигается после закалки и отпуска при 250 °С в течение 15 мин, или после отпуска при 350 °С в течение 1 с. Значительное понижение предела упругости при увеличении времени отпуска с 10 до 45 мин при 300 °С установлено также для стали 50ХФА.

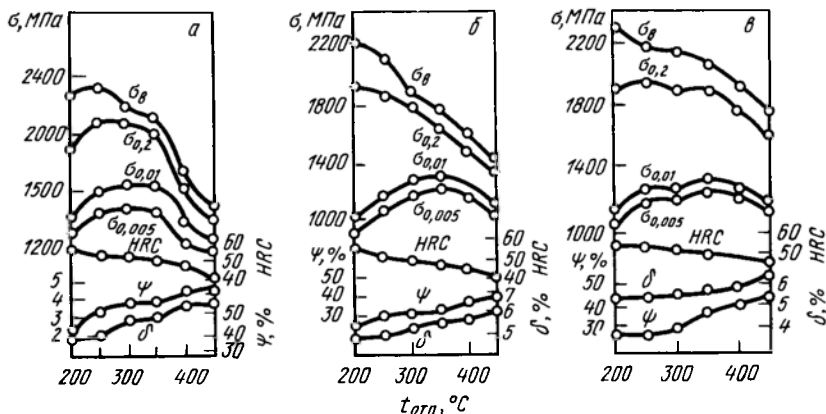


Рис. 167. Влияние температуры отпуска на свойства закаленных сталей 60С2 (а), 50ХФА (б) и 50ХФА (в)

Для пружин, работающих в условиях динамического нагружения, для которых возникновение внезапных или замедленных хрупких разрушений особенно опасно, определяющее значение для выбора режима отпуска приобретает также уровень пластичности и сопротивление хрупкому разрушению. В связи с этим температура отпуска повышается выше той, которая соответствует наибольшему пределу упругости.

Более высокие пределы упругости, вязкости и усталостная прочность достигаются при изотермической закалке пружинных сталей с получением структуры нижнего бейнита, что объясняется иной субструктурой, в которой отсутствует двойникованный мартенсит, присутствующий при обычной закалке пружинных сталей с повышенным содержанием углерода, а также особенностями выделения дисперсных карбидов, создающих эффективные препятствия движению дислокаций. При этом высокие свойства достигаются даже в присутствии значительных количеств остаточного аустенита. Это связано с повышенной устойчивостью остаточного аустенита к превращению в мартенсит.

Дополнительный отпуск сталей со структурой нижнего бейнита при температурах, близких к температуре образования этой

структуры, еще в большей степени повышает пружинные свойства сталей. Указанный процесс назван двойной изотермической обработкой. Следует отметить, что присутствие верхнего бейнита недопустимо, так как ухудшает весь комплекс свойств.

При выполнении закалки и отпуска пружин необходимо предусматривать меры по уменьшению их деформации, особенно для нежестких пружин с большим значением пружинного индекса (отношения диаметра навивки пружин к диаметру проволоки). Последующая правка упругих элементов нежелательна, так как вызывает появление остаточных напряжений и ухудшение свойств.

Меры по уменьшению деформации разрабатываются применительно к конкретным видам и типоразмерам пружин. При этом можно использовать такие приемы, как равномерную укладку пружин в печь (например, в швеллерные балки); приспособления, фиксирующие форму и размеры пружин при нагреве и охлаждении (рис. 168); отпуск на оправках, либо для плоских и тарельчатых пружин в прессах с электроподогревом. Эффективным средством уменьшения деформации является изотермическая закалка.

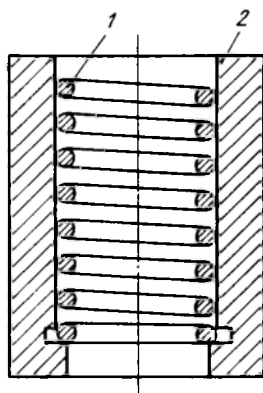


Рис. 168. Приспособление для закалки пружин сжатия:

1 — пружина; 2 — оправка

Режимы термической обработки и механические свойства некоторых пружинных сталей приведены в табл. 40.

Т а б л и ц а 40. Режимы термической обработки и механические свойства (минимальные) рессорно-пружинных сталей общего назначения

Марка стали	Критические точки, °C		Режимы термической обработки			Механические свойства			
	A_{c1}	A_{c2}	$t_{\text{зак}}, ^\circ\text{C}$	закалочная среда	$t_{\text{отп}}, ^\circ\text{C}$	$\sigma_{0.2}, \text{МПа}$	$\sigma_B, \text{МПа}$	$\delta, \%$	$\psi, \%$
65	727	782	840	Масло	470	800	1000	10	35
85	730	—	820	»	470	1000	1150	8	30
У10А	730	—	770—810	Масло или вода	300—420	—	—	—	—
65Г	—	—	830	Масло	470	800	1000	8	30
55С2	775	840	870	Масло или вода	470	1200	1300	6	30
60С2	750	820	870	Масло	470	1200	1300	6	25
50ХГ	750	775	850	»	470	1200	1300	7	35
50ХГР	750	790	850	»	470	1200	1300	7	35
50ХФА	—	—	850	»	470	1100	1300	8	35
60С2Н2А	—	—	870	»	470	1350	1500	8	30
70С3А	—	—	850	»	470	1500	1700	6	25

Динамическое старение (отпуск под нагрузкой) пружинных сталей. Комплекс механических свойств сталей, определяющих их применение в качестве материала для упругих элементов, может быть существенно повышен в результате отпуска под нагрузкой. Степень улучшения свойств пружинных сталей практически не зависит от их легирования. Стали с более высокими свойствами после закалки и обычного отпуска оказываются лучшими по свойствам и после отпуска под нагрузкой. Нагружение упругих элементов осуществляется растяжением или кручением, при этом не обязательно совпадение схем нагружения при отпуске и при последующей эксплуатации.

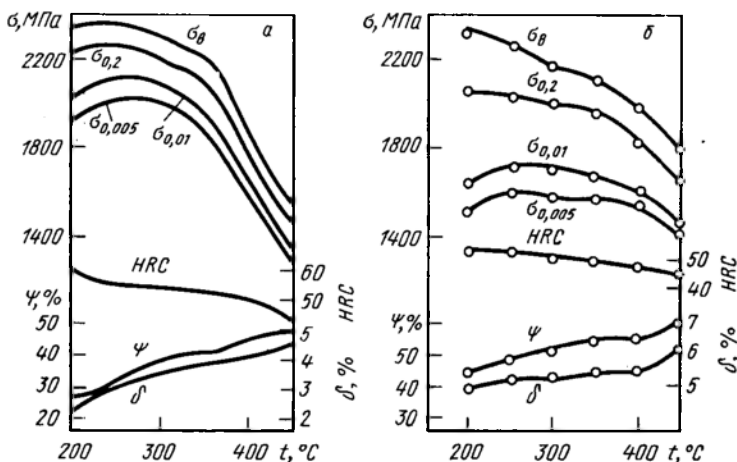


Рис. 169. Влияние температуры динамического старения на свойства сталей 60C2 (а) и 50ХФА (б)

Отпуск под нагрузкой следует выполнять непосредственно после закалки, либо, что более эффективно — после закалки и предварительного низкого отпуска. Предварительный отпуск рекомендуется выполнять при 150 °C для сталей с 0,5 % С, при 170 °C для сталей с 0,6—0,7 % С и при 300 °C для высокоуглеродистых сталей. Отпуск при более низкой температуре может привести к хрупкому разрушению при последующем нагружении.

Для обеспечения устойчивого прироста свойств уровень напряжений должен составлять примерно (0,7—0,8) $\sigma_{0.2}$ при температуре отпуска под нагрузкой.

Температура отпуска под нагрузкой зависит от состава стали и, как правило, должна быть выше температуры предварительного отпуска. В общем случае температура окончательного отпуска соответствует температурной области 200—400 °C. Влияние температуры отпуска под нагрузкой на свойства стали 60C2 представлены на рис. 169, свойства стали при обычном отпуске даны на рис. 167.

Продолжительность отпуска также существенно влияет на окончательные свойства сталей. Показано, в частности, что для стали 65Г максимум пределов упругости и текучести достигается при отпуске 350 °С в течение 40—60 мин.

4. Технология термической обработки рессор

По конструкции и условиям работы рессоры транспортных устройств представляют отдельную группу упругих элементов.

Технология производства рессор характеризуется рядом особенностей и рассмотрена в данном разделе на примере автомобильных рессор, занимающих преобладающий объем в общем производстве рессор транспортных машин.

По условиям работы рессорные листы должны обладать высоким сопротивлением статическим и циклическим нагрузкам, фреттинг-усталости, просадке и истиранию. Преобладающим видом нагружения является циклический изгиб.

Экспериментальные данные показывают, что химический состав рессорных сталей (кроме содержания углерода) оказывает незначительное (в пределах 10—15 %) влияние на характеристики циклической прочности. Основная цель легирования рессорных сталей заключается в обеспечении полной прокаливаемости рессорных листов. При этом используют дешевые и недефицитные легирующие элементы, увеличивающие прокаливаемость стали.

Возможность повышения циклической прочности рессорных сталей за счет легирования ограничена также экономическими соображениями. В литературе имеются сведения, что эффект по увеличению долговечности за счет легирования составляет 10—15 %, а стоимость дополнительного легирования, как правило, выше. Рафинирование стали за счет, например, использования электрошлакового переплава и синтетических шлаков для рессор массового выпуска также экономически не оправдано в связи с повышением усталостной прочности на 10—20 % при увеличении стоимости стали на 30—50 % по сравнению со сталью мартеновской выплавки.

Для изготовления рессор ГОСТ 14959—79 предусматривает 25 марок стали. В производстве автомобильных рессор используют в основном стали 60С2 (55С2), 60ХГС, 50ХГ (50ХГА) и в меньшей степени (для рессор легковых автомобилей) стали 50ХГФА и 50ХФА. Рядом работ показана перспективность стали 55ХГР, содержащей 0,001—0,003 % В.

Основными технологическими характеристиками рессорных сталей являются склонность к перегреву и обезуглероживанию, устойчивость переохлажденного аустенита. Сравнение сталей 60С2, 50ХГ и 55ХГР показало максимальную склонность стали 60С2 к обезуглероживанию и минимальную устойчивость аустенита. Интенсивный рост зерна у сталей 60С2 и 55ХГР начинается при нагреве свыше 950 °С, у стали 50ХГ — свыше 900 °С. Уста-

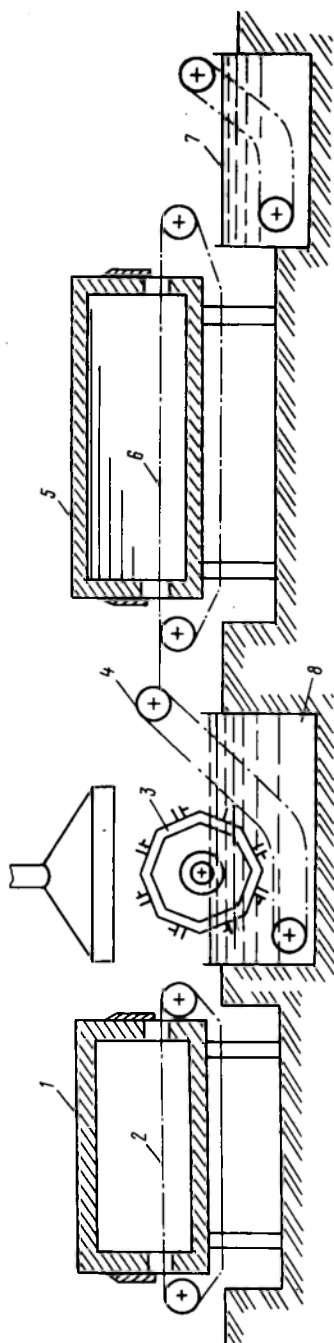


Рис. 170. Технологическая схема линии для термической обработки рессорных листов:

1 — конвейерная печь для нагрева под закалку; 2 — конвейер закалочной печи; 3 — гибозакалочный барабан; 4 — транспортер закалочного бака; 5 — отпуская печь; 6 — отпуская печь; 7 — водная печь; 8 — масляный бак

новлено некоторое преимущество сталей 60С2 и 55ХГР по статической и циклической прочности при меньшей пластичности, чем у стали 50ХГ, что, вероятно, связано с меньшим содержанием углерода в последней.

Действующий в настоящее время на большинстве заводов технологический процесс производства листовых автомобильных рессор включает рубку горячекатаных полос на мерные заготовки, доделочные операции (выдавливание фиксирующих кнопок, пробивку отверстий для стягивающих болтов, отгибку концов, загибку ушек), термическую обработку, в процессе которой проводят гибку полос, дробеструйный наклеп (двухсторонний или, по крайней мере, со стороны вогнутой поверхности), осадку и контроль. Доделочные (заготовительные) операции проводят при местном нагреве отдельных участков рессорных листов в щелевых газовых нагревательных устройствах или индукционным способом.

Принципиальная технологическая схема линии для комплектной термической обработки рессорных листов приведена на рис. 170. Годовая производительность линии составляет 8—14 тыс. т.

Для нагрева под закалку используют газовые или мазутные печи, а также электропечи. Для повышения производительности линий используют форсированный нагрев, предусматривающий значительный перепад температур между печью и нагреваемым металлом. С

учетом допустимых пределов температур нагрева при практически возможной точности поддержания температуры в печи и скорости прохождения конвейера через печь температуру печи поддерживают в пределах 980—1000 °С для листов из стали 60С2 и в пределах 880—900 °С из стали 50ХГ. При этом длительность нагрева листов толщиной 6—10 мм под закалку выбирают в интервале 10—25 мин. При выборе температуры печи следует учитывать снижение стойкости звеньев цепи конвейера с повышением температуры.

Нагретые листы укладывают в гибозакалочный штамп, установленный на многопозиционном (на 8—12 позиций) барабане. Штамп закрывают и этим обеспечивают гибку листа; барабан поворачивается, погружая лист в закалочное масло. Для предотвращения деформации листов длительность их охлаждения в штампе должна составлять 40—60 с. Из закалочного штампа листы попадают на транспортер, перемещающий их из масляного бака к отпускной печи. Скорость транспортера и его протяженность в масляном баке определяется временем, необходимым для охлаждения листов до температуры 140—150 °С.

Отпуск листов осуществляется в конвейерной электропечи с укладкой листов на ребро перпендикулярно направлению движения конвейера. Температура отпуска для сталей 60С2 и 50ХГ соответствует 450—480 °С. Учитывая высокую плотность укладки листов на конвейере и перепад температур между зоной расположения термопар и металлом, температуру в печи поддерживают выше заданной температуры металла на 100—150 °С; длительность отпуска 45—50 мин. После отпуска листы охлаждаются в воде (в душевом устройстве), что позволяет ускорить технологический цикл, а также способствует устранению склонности к отпускной хрупкости второго рода.

Описанная технология является основной в практике действующих заводов. Однако ей свойственен ряд недостатков, связанных с трудностью комплексной автоматизации всего процесса (в частности операция переноса листов из печи в гибозакалочный барабан до настоящего времени на многих заводах выполняется вручную), а также с недостаточной производительностью оборудования, обезуглероживанием листов и крупнозернистостью аустенита при нагреве под закалку в печах.

Дальнейшее совершенствование технологии производства рессор требует создания комплексно автоматизированных агрегатов и новых технологических схем, основанных на использовании современных методов упрочнения (ТМО, закалки при индукционном нагреве и др.).

Примером такого подхода является новый метод термической обработки рессор, разработанный и внедренный на Московском автозаводе им. И. А. Лихачева (ПО ЗИЛ) для рессор грузовых автомобилей. Листы подвергают двойной закалке и отпуску.

Первую (предварительную сквозную) закалку выполняют для упрочнения сердцевины листа и подготовки исходной структуры с тем, чтобы при второй (поверхностной) закалке с использованием скоростного индукционного нагрева получить поверхностный закаленный слой на глубину 0,15—0,2 от толщины листа с очень мелким зерном аустенита (14—15 балл по ГОСТ 5639—82). При поверхностном нагреве для второй закалки сердцевину листа отпускают на твердость *HRC* 38—40.

Наличие столь мелкого зерна в сочетании с высокими остаточными напряжениями сжатия в поверхностном закаленном слое с твердостью *HRC* 58—59 и упрочнением сердцевины на твердость *HRC* 38—40 обеспечивает высокое сопротивление листов статическим и циклическим нагрузкам.

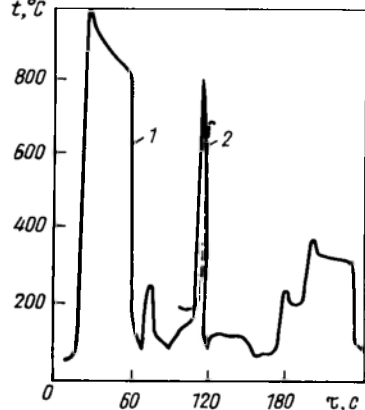


Рис. 171. Термическая кривая технологического цикла гибки и термической обработки рессорных листов при индукционном нагреве: 1 — температура на поверхности листа; 2 — температура в сердцевине листа

В автоматической линии для термической обработки по новому методу рессорные листы толщиной 18 мм из стали 60С2 перемещаются через ряд последовательно расположенных индукторов и спрейеров. В линии осуществляется также выдавливание центрирующих кнопок и гибка листов. Последовательность операций технологического процесса следующая: местный индукционный нагрев зон выдавливания центрирующих кнопок, выдавливание кнопок; сквозной индукционный непрерывно—последовательный нагрев листа для первой закалки; гибка нагретого листа

в роликах; дозированное водяное охлаждение в спрейере, обеспечивающее закалку с самоотпуском; после разогрева поверхности до 250—280 °С вторичное дополнительное охлаждение; поверхностная непрерывно-последовательная закалка при прохождении листа через одновитковый индуктор — спрейер; электроотпуск при индукционном нагреве; окончательное охлаждение водяным душем. Изменение температуры поверхности листа в процессе основного технологического цикла обработки приведено на рис. 171.

Производительность линии при закалке листов толщиной 18 мм—800 кг/ч, скорость движения рессорных листов — 18 мм/с, общая потребляемая мощность (по высокой частоте) 580 кВт, частота тока 2,5 кГц.

Использование нового метода позволило повысить долговечность рессор, уменьшить их металлоемкость, полностью автоматизировать процесс термической обработки.

5. Термомеханическая обработка рессор и пружин

В настоящее время имеется большое число работ, свидетельствующее о благотворном влиянии ТМО на свойства рессорно-пружинных сталей. Практическая реализация этой обработки связана с необходимостью включения деформации в технологический цикл изготовления рессор и пружин. При широко используемых в промышленности схемах изготовления упругих элементов ТМО можно выполнить, используя горячую деформацию при изготовлении пружинной проволоки и прутков (горячая прокатка и волочение), при прокатке рессорных полос, а также при горячей навивке пружин. Возможно также включение дополнительных операций (деформация кручением, обкаткой и т. п.).

Высокотемпературная термомеханическая обработка (ВТМО)
При ВТМО рессорных сталей температуру аустенитизации принимают на 100—150 °С выше A_{c3} , степень деформации 25—50 % при одновременном обжатии и до 70 % при дробной деформации. Оптимальные режимы ВТМО выбирают эмпирически для каждого изделия. В результате ВТМО достигается возрастание статической и усталостной (в том числе и малоцикловой) прочности, сопротивления разрушению, пластичности и ударной вязкости; понижение температуры порога хладноломкости, устранение обратимой отпускной хрупкости и уменьшение водородного охрупчивания при нанесении гальванических антикоррозионных покрытий.

Повышение комплекса свойств при ВТМО установлено для широкого круга пружинных сталей с различной степенью легирования: кремнистых (55С2, 60С2), хромомарганцевых (50ХГА), сталей марок 50ХФА, 45ХН2МФА и др. Наибольшая эффективность от ВТМО достигнута на сталях, содержащих карбидообразующие элементы — хром, ванадий, молибден, цирконий, ниобий и т. п. (стали марок 50ХМФ, 50Х5СМЗФ и др.).

При ВТМО возможно использование различных схем деформации (прокаткой, волочением, экструзией, штамповкой), но ввиду анизотропии упрочнения необходимо, чтобы направление, в котором достигнуто максимальное упрочнение совпадало с направлением действия максимальных напряжений при эксплуатации, т. е. схемы главных напряжений при ВТМО и в эксплуатации должны быть близки.

Важным преимуществом ВТМО, расширяющим область ее применения, является наследование субструктуры, созданной этой обработкой, даже после повторной закалки. Схема обработки, использующей наследственное термомеханическое упрочнение (НТМУ) приведена на рис. 172.

При НТМУ после термомеханической обработки проводят высокий отпуск, позволяющий осуществлять холодную пластическую деформацию, в частности навивку пружин (после этой

деформации целесообразно провести дополнительный отпуск при 400 °С), а затем повторную закалку с ускоренным индукционным нагревом или в соляной ванне и окончательный отпуск. Температура промежуточного высокого отпуска обычно составляет 600—650 °С, при дальнейшем повышении температуры эффект наследования упрочнения значительно снижается. Повышения устойчивости эффекта НТМУ при промежуточном отпуске можно достичь при легировании стали элементами, закрепляющими дислокационную структуру (например цирконием в количестве 0,2 %) либо введением дополнительного низкотемпературного отпуска (250 °С) перед промежуточным высоким отпуском.

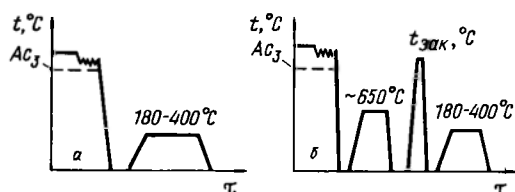


Рис. 172. Технологические схемы «прямой» ВТМО (а) и ВТМО с использованием наследственного термомеханического упрочнения (б)

Перспективным методом обработки пружинных сталей является дополнительное упрочнение холодной пластической деформацией, осуществляемой после ВТМО.

В результате окончательного отпуска при 250 °С сохраняются прочностные характеристики стали и повышается ее пластичность.

ВТМО опробована на листах автомобильных рессор (деформация прокаткой), на цилиндрических пружинах с диаметром прутка 30 мм из стали 55С2 и 9 мм из стали 65СВА (деформация горячей навивкой).

Низкотемпературная термомеханическая обработка (НТМО)

Она позволяет получить высокий комплекс пружинных свойств на углеродистых (У7А) и легированных сталях (70С2ХА и др.), что связано как с наследованием мартенситом дислокационной структуры деформированного аустенита, так и с развитием бейнитного превращения в процессе пластической деформации. Наиболее сильно после НТМО возрастает предел упругости. Эффект упрочнения при НТМО, как правило выше, чем при ВТМО. С точки зрения практического выполнения НТМО является более сложной обработкой.

Свойства стали после НТМО, особенно предел упругости и релаксационная стойкость, могут быть повышены в еще большей степени путем холодной пластической деформации с обжатием 10 % и старения.

Стабильность субструктуры и устойчивость упрочнения при нагреве стали после НТМО значительно меньше, чем после ВТМО. Повторная закалка почти полностью снимает эффект НТМО.

но недостатком НТМО является то, что рост упрочнения часто сопровождается снижением пластичности, повышением чувствительности к концентраторам напряжений.

В литературе имеются сведения об успешном опробовании НТМО для тонких спиральных пружин, клапанных пружин и листовых рессор.

6. Влияние качества поверхности, обезуглероживания и поверхностной обработки на свойства упругих элементов

Обезуглероженный слой практически всегда присутствует на поверхности рессор и пружин. Он образуется на всех стадиях технологического передела, производимых с нагревом стали (при прокатке, волочении и др.). В соответствии с ГОСТ 14959—79 допускается глубина обезуглероженного слоя для всех сталей до 2 % толщины проката (при сечении до 8 мм) и до 1,5 % (при сечении свыше 8 мм); для сталей, легированных кремнием, глубина этого слоя на 0,5 % выше. Нагрев стали для формообразования упругих элементов и их термической обработки вызывает дальнейшее увеличение глубины слоя и степени обезуглероживания (снижение содержания углерода в обезуглероженном слое), особенно на крупных пружинах и рессорах в связи с большой длительностью их нагрева.

Поверхностное обезуглероживание ухудшает прочность при статическом и многоцикловом нагружении и релаксационную стойкость, т. е. основные характеристики, определяющие долговечность упругих элементов в эксплуатации. Это ухудшение весьма существенно. В частности, на стали 60С2 с твердостью *HRC* 45 показано, что при испытании на изгиб с вращением усталостная прочность при глубине обезуглероживания 0,1 мм понизилась в два раза.

Отрицательное влияние обезуглероживания на сопротивление многоциклового усталости связано как с изменением состава и свойств металла в наиболее нагруженных поверхностных слоях, так и с возникновением там остаточных растягивающих напряжений, облегчающих распространение усталостной трещины. Знак и величина остаточных напряжений в поверхностном слое оказывают большое влияние на усталостную прочность материала, при этом сжимающие напряжения препятствуют зарождению и распространению усталостной трещины и приводят к значительному повышению циклической прочности; растягивающие напряжения снижают усталостную прочность.

Обезуглероженный слой может оказать и положительное действие, несколько повышая сопротивление стали коррозионному разрушению, сопротивление разрушению при ударных нагрузках, малоциклового усталости, особенно при наличии на поверхности острых концентраторов напряжений. Однако в связи с неконтролируемостью процессов обезуглероживания, указан-

ное положительное влияние обезуглероженного слоя не удается практически использовать.

Установлено, что основное влияние на свойства упругих элементов оказывает степень обезуглероживания, характеризующая содержанием углерода в обезуглероженном слое; глубина слоя с пониженным содержанием углерода влияет в меньшей степени.

Мерами уменьшения отрицательных последствий поверхностного обезуглероживания являются использование скоростного нагрева, защитных покрытий, контролируемых и науглероживающих атмосфер, зачистка проката, применение поверхностного упрочнения, особенно поверхностного пластического деформирования (наклепа дробью). Экономически оправдан и другой путь — модификация химического состава стали за счет легирования ее сильными карбидообразующими элементами (например сталь марки 55С2ГФ для крупных винтовых пружин). За счет связывания углерода в карбиды и уменьшения его диффузионной подвижности возможно уменьшение обезуглероживания на всех стадиях металлургических и машиностроительных переделов.

Упругие элементы из сталей общего назначения имеют низкую коррозионную стойкость, что не позволяет использовать их в агрессивных средах. Для предупреждения коррозии, вызывающей снижение механических свойств, широко используют гальванические покрытия металлами (хромирование, кадмирование, цинкование и др.). При их нанесении неизбежно происходит наводороживание и при этом повышается хрупкость пружин. Низкие прочностные свойства осажденных слоев и возникающие при осаждении остаточные растягивающие напряжения в поверхностных слоях также ухудшают свойства пружин. С целью обезводороживания пружины после нанесения гальванических покрытий подвергают низкому отпуску при 150—250 °С. Продолжительность выдержки зависит от типа покрытий и составляет от 2 ч (после хромирования) до 12 ч (после кадмирования). Лучше проводить отпуск в вакууме 1,33—0,13 Па.

Кроме металлических покрытий используют также оксидирование и фосфатирование. При этом охрупчивания и снижения механических свойств не происходит, однако невысокая коррозионная стойкость обеспечивает эксплуатацию пружин лишь в атмосферных условиях.

7. Контроль качества упругих элементов

Контроль качества наиболее распространенных в технике винтовых цилиндрических пружин включает следующие операции.

Наружный осмотр. На поверхности пружин не допускаются трещины, риски, волосовины и другие грубые дефекты. Для контроля ответственных пружин используют магнитную или люминесцентную дефектоскопию.

Испытания под рабочей нагрузкой. Определяется высота пружины при минимальной и максимальной рабочих нагрузках. Часто используют обжатие до соприкосновения витков, при этом пружины из патентованной проволоки при первом обжатии дают остаточную деформацию, при последующих обжатиях значительного изменения свободной высоты не наблюдается, пружина становится стабильной.

Динамические испытания. Эти испытания выполняют на копрах под ударами свободно падающей бабы. Качество пружин оценивается наружным осмотром и измерением свободной высоты.

Испытания длительной нагрузкой (заневоливание). Они характеризуют релаксационную стойкость пружин. Их применяют для особо ответственных пружин, эксплуатируемых при динамических и циклических нагрузках.

Заневоливание выполняют путем выдержки пружин в сжатом состоянии в течение определенного времени при комнатной или повышенной температурах.

Длительное заневоливание (в течение не менее 12 ч) применяют для пружин, поломка которых может вызвать аварию механизма. При этом испытывают надежность пружины при длительной нагрузке и достигают ограничения релаксации пружины при эксплуатации, т. е. сохранение несущей способности пружины в установленных допусками пределах при заданной ее осадке. При выдержке под нагрузкой в пружине происходит релаксация напряжений, проявляющаяся в осадке пружин; при последующей эксплуатации осадка пружин увеличивается незначительно. Заневоливание обычно проводят при напряжениях на 10 % выше рабочих напряжений в готовой пружине. Для крупных винтовых пружин рекомендуют заневоливание при напряжениях $0,5\sigma_{0,2}$ в течение 20—30 ч.

Для менее ответственных пружин (пружины защелок, ручных приводов и т. п.) используют кратковременное заневоливание в течение 2—3 мин.

Положительно влияет на качество пружин теплое заневоливание (термофиксация), повышающее предел упругости, релаксационную стойкость и ограниченную выносливость пружин. Теплое заневоливание рекомендуется выполнять в оправках, фиксирующих геометрические размеры пружин. В числе вероятных причин положительного влияния термофиксации называют возникновение благоприятных внутренних напряжений и стабильность субструктуры в связи с образованием атмосфер из внедренных атомов на дефектах кристаллической структуры.

В зависимости от типа и условий работы пружин виды и объем испытаний могут различаться. В частности, пружины кручения испытывают с определением угла закручивания и крутящего момента, плоские пружины испытывают на остаточную деформацию при изгибе и т. п.

Бернштейн М. Л., Займовский В. А., Капуткина Л. М. Термомеханическая обработка стали. М.: Металлургия, 1983. 480 с.

Огневский В. А., Островский Г. А., Рыскинд А. М., Шкляров И. Н. — МТОМ, 1984, № 7, с. 22—27.

Рахматдт А. Г. Пружинные стали и сплавы. М.: Металлургия, 1982. 400 с.

Рахматдт А. Г., Сунов А. В. Технология термической обработки пружин и других упругих элементов. М.: Машиностроение, 1972. 36 с.

Г л а в а XXV

ТЕХНОЛОГИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ШТАМПОВ ДЛЯ ГОРЯЧЕГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

1. Условия работы штампов для горячего деформирования

Штамп является инструментом для обработки давлением, поверхность или контур одной или обеих частей которого соответствуют обработанной детали или заготовке. Конструкции штампов зависят от их назначения (отрезные, прошивные, для объемной штамповки, накатки, высадочные и др.), способа нагружения (молотовые, прессовые и др.) и других факторов. Штампы отличаются большим разнообразием и могут быть весьма сложными. Примеры конструкций штампов и наименования отдельных деталей приведены на рис. 173.

Штампы изготавливают цельными и сборными; в последнем случае из дорогостоящих легированных сталей изготавливают лишь относительно небольшие формообразующие детали, контактирующие с горячим металлом; крепежные и установочные детали (блок-штампы) делают из более дешевых сталей.

Основную массу штампов изготавливают в инструментальных цехах машиностроительных заводов в условиях штучного или мелкосерийного производства. Термическую обработку крепежных и установочных деталей штампа, изготавливаемых из углеродистых и низколегированных сталей, проводят по обычной, принятой для этих сталей технологии, обеспечивающей получение заданной твердости и других механических свойств. В наиболее тяжелых условиях работают формообразующие детали штампов (вставки, вкладыши, знаки, прошивки, матрицы, пуансоны и др.); они определяют работоспособность и стойкость штампов. Технология их термической обработки характеризуется рядом особенностей и более сложна, поэтому в дальнейшем в данном разделе речь пойдет лишь о формообразующих деталях, условно обозначаемых терминами штамп или штамповый инструмент.

Штамповый инструмент для горячего деформирования работает в условиях одновременного циклического воздействия высоких температур и удельных давлений (до 300—900 МПа) при динами-

ческом характере нагружения. Величина этих параметров меняется в широких пределах в зависимости от применяемого кузнечно-прессового оборудования, операции горячего деформиро-

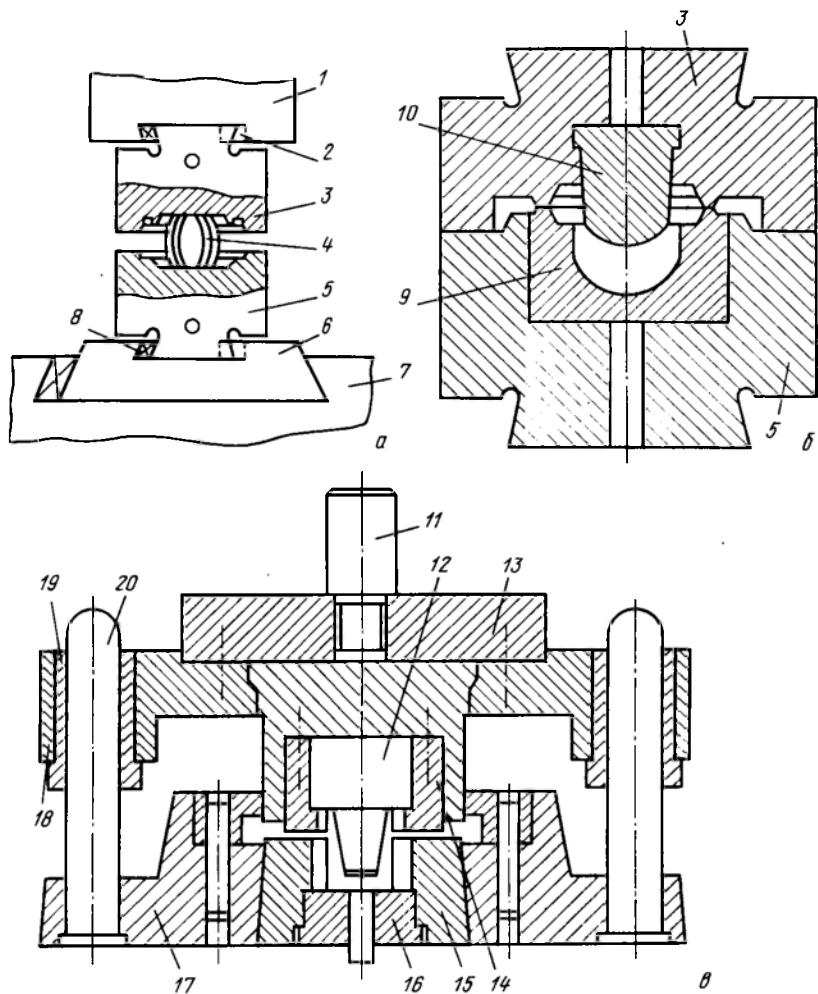


Рис. 173. Схемы конструкций штампов для горячего деформирования:

а — молотовый штамп; *б* — составной штамп; *в* — штамп винтового пресс-молота для штамповки полой заготовки с наружными шлицами; 1 — баба молота; 2 — шпонки; 3 — верхняя половина штампа; 4 — деформируемая заготовка; 5 — нижняя половина штампа; 6 — штамподержатель; 7 — шабот; 8 — клинья; 9 — нижняя вставка; 10 — верхняя вставка; 11 — хвостовик; 12 — прошивень; 13 — плита; 14—16 — вкладыши; 17, 18 — блок-штампы; 19 — втулка; 20 — колонка

вания и свойств деформируемого металла. В наиболее тяжелых условиях работает штамповый инструмент при прессовании, высадке, точной штамповке, а также при жидком прессовании медных сплавов в пресс-формах литья под давлением.

Штампы горячего деформирования работают в весьма жестких условиях, для которых характерны: высокие действующие напряжения, уровни которых приближаются к пределам текучести штамповых сталей; высокие температуры нагрева; циклическое воздействие напряжений от знакопеременных усилий при деформации; термические напряжения, определяемые условиями нагрева и охлаждения штампов; химическое взаимодействие, особенно проявляющееся в процессе прессования и жидкой штамповки.

Прессовые инструменты работают при сравнительно медленном нагружении; большая длительность контакта с деформируемой заготовкой (0,1—0,4 с) вызывает разогрев поверхности инструмента до 650—750 °С (при штамповке жаропрочных и других труднодеформируемых материалов).

Молотовые штампы работают в условиях ударного нагружения, время деформирования значительно меньше (0,001—0,006 с), в результате их поверхность разогревается до более низких температур (не выше 500—550 °С).

В последние годы расширяется применение высокоскоростной штамповки, осуществляемой на высокоскоростных молотах и гидравлических прессах, и позволяющей изготавливать сложные поковки с высокой точностью. Инструмент работает при высоких удельных давлениях в условиях относительно кратковременного (0,012—0,014 с) теплового и силового воздействия.

Таким образом, стали для производства штампов горячего деформирования должны обладать следующими механическими и технологическими свойствами: высокой теплостойкостью (до 600—700 °С); высокой вязкостью, определяющей высокое сопротивление стали хрупким разрушениям после термической обработки на твердость *HRC* 45—50; сопротивлением термической усталости (разгаростойкостью); окалиностойкостью и сопротивлением коррозии под напряжением; технологическими свойствами (минимальной деформируемостью при термической обработке, устойчивостью против обезуглероживания, удовлетворительной обрабатываемостью резанием и шлифуемостью).

2. Стойкость и основные причины выхода из строя штамповых инструментов

Для обеспечения наибольшей стойкости процесс деформирования должен протекать в условиях оптимального режима и нормальных условиях эксплуатации оборудования. При этом необходимо соблюдение расчетного интервала температур штамповки, своевременное удаление окалины с заготовки, работа инструмента без перекосов и смещений, применение эффективной смазки и обдувки штампа, нужный подогрев штампа перед работой и равномерное охлаждение в процессе работы, своевременная зачистка штампа и т. д.

В этих условиях важнейшей причиной выхода из строя при наибольшей стойкости инструмента является смятие и износ, при котором масса и размеры поковки постепенно выходят за допустимые пределы. Скорость протекания этих процессов определяется теплостойкостью применяемых сталей. Сопротивление смятию и износу определяется не только исходным уровнем свойств стали, но и скоростью их изменения в процессе эксплуатации.

Одной из основных причин выхода из строя штампов для горячего деформирования конструкционных сталей и цветных металлов является также развитие процессов термомеханической усталости, приводящих к появлению сетки трещин «разгара».

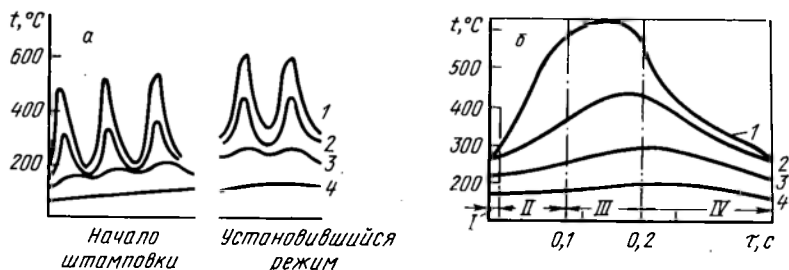


Рис. 174. Температурные кривые (а) и температурный цикл (б) прессового штампа: 1 — температура поверхности; 2—4 — температура на различном расстоянии от поверхности

Это ухудшает поверхность заготовок, затрудняет их извлечение из штампа и облегчает износ и хрупкое разрушение штампа. В процессе работы поверхностные слои штампа подвергаются воздействию деформирующих заготовку рабочих напряжений и знакопеременных тепловых напряжений вследствие чередования нагревов и охлаждений (рис. 174, а). На рис. 174, б представлено изменение температуры штампа в момент помещения заготовки в штамп I; а также в периоды контакта поверхности гравюры с горячей заготовкой под давлением II, контакта с заготовкой в условиях невысоких давлений III и охлаждения штампа после снятия поковки IV.

При каждом цикле штамповки в момент разогрева поверхностные слои испытывают сжимающие напряжения, так как их тепловое расширение затруднено менее нагретыми глубинными слоями. В первый момент охлаждения охлаждаемый слой тоньше, чем разогретый слой металла; в результате этого в охлаждаемом слое появляются растягивающие напряжения. Многократное повторение действия напряжений, обусловленных сложным характером циклического температурно-силового воздействия, приводит к усталостной повреждаемости путем образования сетки разгарных трещин на рабочих поверхностях. Очевидно, что «разгаростойкость» зависит как от условий эксплуатации, так и от таких характеристик штамповых сталей, как прочность, пластичность, теплостойкость, теплопроводность и т. д.

В связи с усложнением технологии штамповки и ростом производства изделий из труднодеформируемых материалов все более часто инструмент выходит из строя из-за хрупкого разрушения, обусловленного изменениями структуры, прочности и пластичности штамповых сталей в процессе деформирования.

3. Стали для штампов горячего деформирования

Химический состав и назначение основных марок штамповых сталей в СССР регламентированы ГОСТ 5950—73 «Сталь инструментальная легированная». По характеру легирования и основным свойствам после окончательной термической обработки стали для горячего деформирования подразделяются на три группы:

Т а б л и ц а 41. Классификация и назначение штамповых сталей для горячего деформирования

Группа сталей	Основные марки сталей	Предельные температуры разогрева, °С	Назначение
Умеренной теплостойкости и повышенной вязкости	5ХНМ 5ХНВ	500—550 500—550	Штамповые кубики и вставки для молотовых штампов
	4ХМФС	> 550	Штампы простой формы со стороны до 350 мм с повышенной теплостойкостью и прочностью
	5Х2МНФ	> 550	Крупногабаритные молотовые и прессовые штампы с повышенной стойкостью
	4ХЗВМФ	> 550	Мелкие молотовые штампы для деформирования коррозионностойких и жаропрочных сталей и сплавов
Повышенной вязкости и теплостойкости	4Х4ВМФС 4Х5МФС	620—650	Крупные прессовые штампы, прессовые вставки, инструмент для высадки и выдавливания, инструмент для высокоскоростных молотов и прессов, небольшие молотовые штампы для деформирования сталей и сплавов повышенной прочности. Пресс-формы для литья под давлением цинковых, магниевых и алюминиевых сплавов
Высокой теплостойкости	3Х2В8Ф 5ХЗВЗМФС 2Х6В8М2К8	660—680 660—680 720—750	Вставки пресс-форм для литья под давлением медных сплавов. Матрицы для горячего прессования, вставки для тяжело нагруженных прессовых штампов

1. Стали умеренной теплостойкости и повышенной вязкости, применяемые в основном для молотовых штампов, работающих при высоких скоростях деформирования.

2. Стали повышенной теплостойкости и вязкости, используемые главным образом для прессовых штампов.

3. Стали высокой теплостойкости, обеспечивающие стойкость штампов при разогреве выше 650°C .

Наиболее часто применяемые марки сталей и их назначение приведены в табл. 41.

При окончательной термической обработке стали типа 5ХНМ, 5ХНВ и т. п. упрочняются в результате мартенситного превращения и характеризуются невысокой теплостойкостью и повышенной вязкостью. Повышение теплостойкости более легированных сталей достигается за счет мартенситного превращения с последующим дисперсионным твердением; вязкость при этом снижается.

В последние годы в СССР и за рубежом улучшение служебных характеристик штамповых сталей происходило в основном не путем разработки новых сталей, а в результате совершенствования химического состава ранее разработанных сталей, режимов их термической обработки и методов выплавки. Несмотря на весьма большое количество существующих марок штамповых сталей преобладающую часть штампов изготавливают из небольшого числа марок, а остальные применяют ограниченно для специфических условий деформирования и обрабатываемых материалов.

Большинство штамповых сталей для горячего деформирования легированы дефицитными элементами и относительно дороги. Стоимость материала штампов составляет от 20 % (для составных штампов) до 60—80 % общей стоимости штампа, поэтому выбор марки стали следует проводить весьма тщательно с достаточным технико-экономическим обоснованием.

4. Технология предварительной термической обработки штампов для горячего деформирования

Основную массу формообразующих деталей штампов для горячего деформирования изготавливают из предварительно прокованных заготовок. Ковку проводят для получения необходимых размеров заготовки и повышения качества металла за счет исправления ряда металлургических дефектов: ликвационной неоднородности, карбидной полосчатости, анизотропии структуры и свойств и др.

Ковку мелких и средних заготовок часто выполняют непосредственно на машиностроительных заводах; крупные заготовки, как правило, поставляют машиностроительным заводам в виде термически обработанных откованных кубиков, прямоугольных или полосовых заготовок (по ГОСТ 7831—71).

Технологический процесс изготовления штампового инструмента включает предварительную термическую обработку, меха-

Т а б л и ц а 42. Температурные режимы предварительной термической обработки для горячего деформирования

Группа сталей	Марка стали	Критические точки, °С		Изотермический отжиг		
		Ас ₁	Ас ₃	t _н , °С	t _в , °С	НВ
Умеренной тепло-стойкости и повышенной вязкости	5ХНМ	730	780	760—790	650—660	197—225
	5ХНВ	740	780	760—790	650—660	209—225
	4ХМФС	760	805	810—830	670—700	197—241
	4Х3ВМФ	760	820	850—860	650—660	197—225
Повышенной вязкости и тепло-стойкости	4Х4ВМФС	830	900	880—900	660—680	229—241
	4Х5МФС	840	870	840—860	670—690	187—241
Высокой тепло-стойкости	3Х2В8Ф	800	850	860—880	660—700	229—265
	5Х3В3МФС	790	880	840—880	690—700	229—254
	2Х6В8М2К8	850	910	880—900	640—705	241—265

П р и м е ч а н и е. t_н — температура нагрева; t_в — температура изотермической выдержки.

ническую обработку, окончательную термическую обработку, зачистку гравюры и шлифование по опорным и установочным поверхностям. Для крупных штампов (с наименьшим размером свыше 400 мм и окончательной твердостью HRC 32—36) механическую обработку проводят в два этапа: предварительно (черновую) до закалки и окончательно (чистовую) после термической обработки. При твердости менее HB 340 возможна обработка гравюры резанием инструментами из быстрорежущих сталей.

Предварительная термическая обработка предусматривает снижение твердости поковок для улучшения их обрабатываемости резанием, измельчение зерна, снижение остаточных напряжений и подготовку структуры к последующей закалке. Оптимальной структурой считается зернистый перлит с равномерным распределением фаз.

В качестве предварительной термической обработки поковок используют следующие операции:

1. Для штампов крупных и средних размеров и сложной формы рекомендуется полный или изотермический отжиг с получением структуры зернистого перлита. Для высоколегированных штамповых сталей скорость охлаждения при полном отжиге не должна превышать 30 °С/ч.

Применение изотермического отжига наиболее эффективно для крупных штампов сложной формы и обеспечивает минимальное коробление при закалке. Структура после изотермического отжига более однородна, так как распад аустенита происходит практически при постоянной температуре. Температуры нагрева и изотермической выдержки некоторых сталей приведены в табл. 42. Загрузку поковок проводят в печь с температурой не выше 600 °С.

Отжиг с непрерывным охлаждением		Высокий отпуск	
t, °C	HВ	t, °C	HВ
760—790	197—241	680—700	207—241
760—790	207—241	700—720	207—241
810—820	197—255	700—750	241
850—860	197—229	740—760	269
880—900	241	750—780	269
840—860	229—241	760—780	241—255
860—880	229—269	750—780	269
840—880	229—255	750—780	269
880—900	241—269	780—820	269

держки.

При расположении поковок в печи в один ряд выдержка при нагреве ориентировочно определяется из расчета:

а) *при нагреве до температуры отжига* 1 ч + (1,2 — 1,5) мин на 1 мм толщины поковки;

б) *при изотермической выдержке* 1 ч + (1,5 — 2,0) мин на 1 мм толщины поковки.

Металл из печи следует выгружать при температуре не более 400 °C.

2. Поковки малых размеров, обработанные в оптимальном температурном интервале, предназначенные для инструмента простой формы и имеющие послековки бейнитную или мартенситную структуру, целесообразно подвергать высокому отпуску при температурах, близких к A_{c1} (см. табл. 42).

Для предварительной термической обработки поковок используют универсальные камерные или проходные электрические и газовые печи с автоматическим регулированием теплового режима.

Качество поковок должно удовлетворять требованиям ГОСТ 5950—73. При этом контролируется отсутствие дефектов поверхности, выявляемых внешним осмотром (трещин, волосовин, закатов, плен и др.), внутренние дефекты (ультразвуковым и другими методами контроля), глубина обезуглероженного слоя, макроструктура (по излому), твердость (HВ), микроструктура, карбидная неоднородность.

5. Назначение и принципы выбора режимов окончательной термической обработки штампов

Цель окончательной термической обработки — получение в готовом инструменте оптимального сочетания основных свойств: твердости, прочности, износостойкости (обеспечивающих высокое сопротивление смятию и истиранию гравюры штампа), вязкости (для предотвращения преждевременного аварийного разрушения штампа) и теплостойкости.

Наиболее распространенный технологический процесс окончательной термической обработки штампов для горячего деформирования состоит из закалки и отпуска.

Большое разнообразие условий работы штампов предопределяет не только применение различных сталей, но и необходимость получать в каждом конкретном случае оптимальное для данных

условий сочетание свойств за счет правильного выбора режимов термической обработки. При этом в зависимости от назначения штампа возможен выбор разных температур нагрева под закалку, закалочных сред и способов охлаждения, температур отпуска. Режимы закалки и отпуска не универсальны, а их следует назначать дифференцированно в соответствии с условиями работы инструмента.

В частности, следует учитывать, что при повышении температуры нагрева под закалку возрастает теплостойкость и прокаливаемость штамповых сталей, но из-за укрупнения зерна снижается их вязкость. Поэтому, например, для прессового инструмента, работающего с большим разогревом, но без значительных динамических нагрузок, целесообразно повышать температуру нагрева под закалку для получения большей теплостойкости.

Вместе с тем при выборе режимов закалки и отпуска следует учитывать их влияние на деформацию штампов в процессе термической обработки и возможность последующей механической обработки. Так, для штампов сложной формы деформация может быть уменьшена за счет поверхностной закалки рабочего слоя при индукционном нагреве, либо путем увеличения количества остаточного аустенита в структуре закаленной стали при повышении температуры нагрева под закалку, а также за счет ступенчатой или изотермической закалки.

Повышение температуры отпуска, как правило, снижает твердость и повышает вязкость стали, но снижает ее прочность и износостойкость. В связи с этим при плавно работающих штампах для сохранения износостойкости и твердости стали температуру отпуска выбирают пониженной, однако не ниже температуры разогрева штампа в эксплуатации.

Кроме основного отпуска для получения заданных свойств рабочих частей штампа хвостовики крупных ковочных и прессовых штампов дополнительно отпускают при повышенной температуре на твердость *HRC* 30—32 для повышения их вязкости и устранения опасности трещин и сколов от динамических нагрузок при монтаже и креплении штампов на кузнечно-прессовом оборудовании.

Кроме описанной выше основной технологической схемы окончательной термической обработки применяют некоторые специальные способы упрочнения штамповых сталей, в том числе химико-термическую обработку (азотирование, цианирование, борирование, хромирование), наплавку специальными материалами, различные способы термомеханической обработки, изготовление штампов из порошков инструментальных сталей и другие методы.

Конкретные виды и режимы термической обработки могут быть назначены на основании результатов исследований и эксплуатационных данных, опубликованных в работах Ю. А. Геллера,

Л. С. Кремнева, М. А. Тылкина, Л. А. Позняк, Ю. М. Скрынченко и др. с последующим уточнением по результатам эксплуатации в данных конкретных условиях.

6. Технология термической обработки крупных штампов

Термическая обработка крупных штампов осуществляется в универсальных камерных газовых и электрических печах. В специализированных отделениях термической обработки штампов целесообразно применение механизированных печей (с выдвижным подом, с шарами на поду), либо механизированных агрегатов периодического действия, укомплектованных встроенными закалочными баками и позволяющими использовать контролируемые атмосферы.

Подготовка к термической обработке включает:

внешний осмотр состояния поверхности штампа (отсутствие забоин, ржавчины, следов масла и др.);

подбор штампов из одной марки стали и близких типоразмеров для комплектования садки (одновременно в печь для нагрева под закалку можно загружать до 10 комплектов штампов);

упаковку с целью защиты гравюры штампа от окисления и обезуглероживания (при использовании печей без защитной атмосферы). Схемы упаковки приведены на рис. 175.

Для защиты применяют древесный уголь, смесь отработанного карбюризатора со свежим (до 30 %) или с пережженной сухой чугунной стружкой (до 20 %). Толщина защитного слоя 20—30 мм. Крышки (поддоны) изготавливают из листовой малоуглеродистой или коррозионностойкой стали толщиной 2—4 мм.

Нагрев при закалке

Нагрев при закалке крупных штампов (размером более 400 мм) для уменьшения коробления и предотвращения трещин осуществляют с одно- или двухступенчатым подогревом, температуру которого выбирают в зависимости от марки стали и конструкции инструмента (табл. 43). Штампы меньшего размера можно загру-

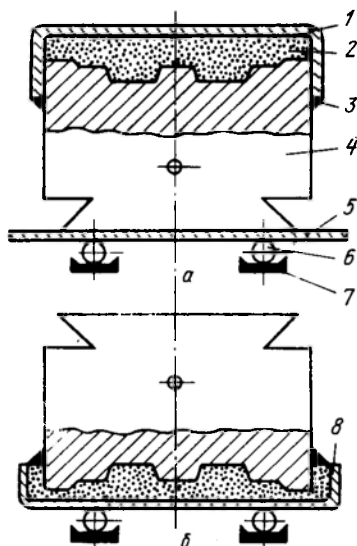


Рис. 175. Схемы упаковки для защиты гравюры штампа при нагреве под закалку:

а — гравюрой вверх; б — гравюрой вниз; 1 — крышка; 2 — защитная смесь; 3 — обмазка (огнеупорная глина с асбестом); 4 — штамп; 5 — плита; 6 — шары; 7 — направляющая; 8 — поддон

Т а б л и ц а 43. Температурные режимы закали и отпуска штамповых сталей для горячего деформирования

Группа сталей	Марка стали	Закалка				Отпуск гравюры		Отпуск хвостовиков		
		температура, °C		балл зерна	HRC	t, °C	HRC	t, °C	размер штампов, мм	HRC
		подогрета	окончательного нагрева							
Умеренной теплостойкости и повышенной вязкости	5XHM	700—750	840—860	—	56—60	560—580	36—39	580—610	> 400	33—37
	5XHB	700—750	840—860	—	56—59	500—550	38—41	620—640	400—500	30—37
	4XMΦC	700—750	910—930	10	53—55	400—500	42—45	—	—	—
	4X3BMΦ	700—750	1040—1060	9—10	52—54	580—600	44—46	—	—	—
	4X4BMΦC	700—750	1050—1070	10	55—61	620—630	47—50	—	—	—
Повышенной вязкости и теп- лостойкости	4X5MΦC	700—750	1000—1020	10	50—52	530—560	47—49	—	—	—
	3X2B8Φ	700—750	1070—1100	10	48—52	600—620	42—48	—	—	—
Высокой теп- лостойкости	5X3B3MΦC	850—870	1120—1150	10	53—56	660—680	42—46	—	—	—
	2X6B8M2K8	840—860	1180—1220	10	52—54	660—680	54—56	—	—	—
						700—720	50—51	—	—	—

жать в печь, нагретую до температуры закалки. Для штампов размером 250—400 мм максимальная величина растягивающих напряжений при нагреве составляет 620—700 МПа, что значительно меньше сопротивления отрыву штамповых сталей и нет опасности возникновения трещин.

Продолжительность нагрева устанавливают из необходимости прогрева штампов и достаточной насыщенности аустенита углеродом и легирующими элементами. Недостаточная выдержка не обеспечивает требуемой прокаливаемости и теплостойкости, излишне длительная — вызывает рост зерна и дополнительное обезуглероживание. При посадке в печь с температурой 500—650 °С длительность нагрева молотовых штампов под закалку может быть ориентировочно определена из расчета 1 ч на 25 мм наименьшего размера сечения штампа с последующей выдержкой около 20 % от времени нагрева.

При посадке штампов в печь, нагретую до температуры закалки, регламентируют время выдержки штампов, начиная с момента выхода печи на заданную температуру. При расположении штампов на поду печи в один слой по высоте с расстоянием между штампами $H/4$ время выдержки τ (мин) можно оценить по эмпирической формуле: $\tau = 6,6 \cdot H^{1,2}$, где H — высота штампа, см.

Охлаждение

Основной закалочной средой для штампов является минеральное масло с температурой 40—70 °С.

Штампы с поддонами (крышками) выгружают из печи, снимают с поддона, очищают поверхность гравюры от карбюризатора, закрепляют штампы на подъемном устройстве и погружают в масло, сначала покачивая их, а затем оставляя висеть в таком положении, чтобы гравюра омывалась потоком циркулирующего масла, как показано на рис. 176. Общее время выдержки штампа в закалочном баке составляет 13—17 мин на 100 мм наименьшего размера штампа.

Для исключения дополнительного отпуска хвостовика и повышения сопротивления штампа хрупкому разрушению иногда применяют одностороннюю закалку с помощью короба (рис. 177). Короб, имеющий ребра жесткости, надевают на горячий штамп либо сразу, либо после подстуживания до 700—750 °С. При погружении штампа в масло закрытая коробом верхняя часть и хвостовик остывают медленнее и приобретают пониженную твердость.

Используют и другие методы закалки крупных штампов: водо-воздушной смесью, с предварительным охлаждением в воде и затем в масле. Во всех случаях следует извлекать штамп из закалочного бака или приспособления при температурах 150—200 °С.

С целью сокращения длительности цикла термической обработки, экономии топлива и электроэнергии, уменьшения коробления и повышения стойкости штампы из сталей 5ХНМ, 5ХНВ рекомендуют подвергать изотермической закалке в расплаве солей при 275—325 °С с выдержкой в соли в течение 2—2,5 ч, затем охлаждают на воздухе. При использовании короба превращение аустенита на гравюре штампа идет по механизму бейнитного превращения и обеспечивает твердость гравюры не

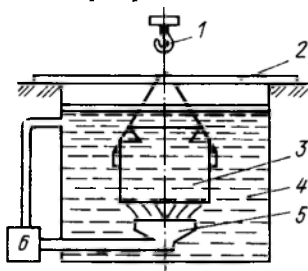


Рис. 176. Схема закалочного охлаждения крупногабаритных штампов:

1 — крюк подъемно-транспортного устройства; 2 — стержень для подвески штампа; 3 — штамп; 4 — масляная ванна; 5 — устройство для масляного душа; 6 — насос

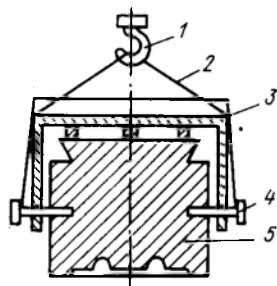


Рис. 177. Приспособление для односторонней закалки крупных штампов:

1 — крюк подъемно-транспортного устройства; 2 — трос; 3 — короб с ребрами жесткости; 4 — штыри; 5 — штамп

выше 38—40 HRC. Хвостовая часть охлаждается медленнее и получает твердость 32—35 HRC. После изотермической закалки отпуск не требуется.

Отпуск

Отпуск штампов проводят сразу после завершения закалки, во всяком случае не позднее чем через 2 ч после закалки. Чаше применяют двойной отпуск: сначала штамп отпускают до получения заданной твердости гравюры, затем в специальных печах (щелевых и т. п.) дополнительно отпускают хвостовик при более высокой температуре (рис. 178). Если штамп закаливают на пониженную твердость (не выше HRC 29—31), дополнительный отпуск хвостовика не проводят. Температура отпуска и твердость некоторых штамповых сталей для горячего деформирования приведены в табл. 43. Крупные штампы горячей штамповки и пресс-формы сложной конфигурации отпускают на твердость HRC 45—46, крупные пресс-формы для литья под давлением алюминиевых и цинковых сплавов отпускают на еще более низкую твердость HRC 40—42.

На некоторых заводах для штампов, выходящих из строя из-за истирания или смятия гравюры, используют дифференцированный отпуск. Нагрев проводят в специальных печах с приспособлениями для подачи сжатого воздуха (рис. 179). За счет обдувки возду-

хом в течение всего процесса отпуска температура нагрева гравюры поддерживается более низкой, чем хвостовика, что позволяет получить различную твердость по сечению штампа и отказаться от дополнительного отпуска.

Время выдержки при отпуске обычно принимают из расчета 1 мин на 1 мм наименьшего размера сечения штампа. К рассчитанному времени добавляют еще два часа. Охлаждение после отпуска — на воздухе.

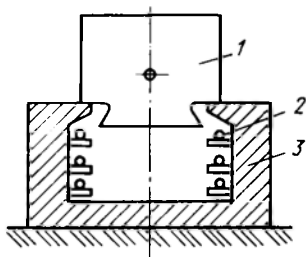


Рис. 178. Отпуск хвостовиков крупных штампов в щелевой электропечи:

1 — штамп; 2 — нагреватели; 3 — футеровка печи

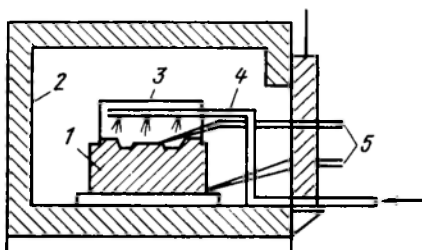


Рис. 179. Схема дифференцированного отпуска крупных штампов:

1 — штамп; 2 — печь; 3 — кожух; 4 — труба для подачи сжатого воздуха (с теплоизоляцией); 5 — выводы термопар

Контроль качества термической обработки

После термической обработки визуальным осмотром проверяют отсутствие трещин, забоин, вмятин и окалины на гравюре штампа, а также твердость гравюры и хвостовика. Твердость проверяют на специально зачищенных (бормашиной или наждачной бумагой) участках поверхности вблизи гравюры. Используются специальные стационарные приборы Бринелля, оснащенные рольгангом и подъемным столом с червячным механизмом.

Для малоответственных штампов твердость может быть оценена по методу Полюди с помощью переносных приборов (нагружение пружиной или ударом молотка, отсчет твердости — по эталону) или по методу Шора (по величине отскока индентора). Применяют также переносные приборы ТПП-2 для измерения твердости по методу Виккерса, имеющие магнитный захват.

7. Технология термической обработки сменного штампового инструмента для горячего деформирования

Особенностями сменного штампового инструмента в отличие от крупных штампов для горячего деформирования являются меньшие размеры, большое разнообразие типоразмеров и условий работы инструмента. применяемых сталей и режимов термической обработки.

Для уменьшения коробления при изготовлении инструмента сложной формы после черновой механической обработки с при-

пусками 1—2 мм на сторону проводят отжиг для уменьшения внутренних напряжений при температурах 650—750 °С в течение 2—5 ч. Снижение напряжений происходит как за счет пластической деформации (при понижении предела текучести стали ниже уровня остаточных напряжений), так и за счет процессов ползучести (при напряжениях ниже предела текучести). Первый процесс определяется в основном температурой нагрева, второй в значительной степени зависит и от времени выдержки.

После отжига выполняют чистовую механическую обработку и подвергают инструмент окончательной термической обработке, в основном закалке и отпуску.

Закалку сменного штампового инструмента диаметром до 120—130 мм и длиной до 230—250 мм рекомендуется проводить в соляных ваннах, более крупного — в камерных электрических и газовых печах.

При использовании соляных электродных и тигельных ванн отсутствие окисления и обезуглероживания поверхности инструмента обеспечивается раскислением ванн (не реже одного раза в смену) и своевременной их очисткой от загрязнений и шлака.

Для нагрева под закалку крупного инструмента целесообразно использовать камерные печи с защитной атмосферой, в частности, камерные универсальные механизированные печи со встроенным закалочным баком.

При использовании для нагрева под закалку печей с окислительной атмосферой инструмент необходимо предохранять от окисления и обезуглероживания путем упаковки в ящики с защитным материалом. Ящики закрываются крышками, зазоры герметизируют смесью огнеупорной глины с песком. Рекомендуется применять следующие защитные материалы:

для штамповых сталей, нагреваемых под закалку до 900 °С — измельченный, просеянный и просушенный древесный уголь, отработанный (при температуре не ниже 930 °С) карбюризатор или смесь свежей и пережженной чугушной стружки;

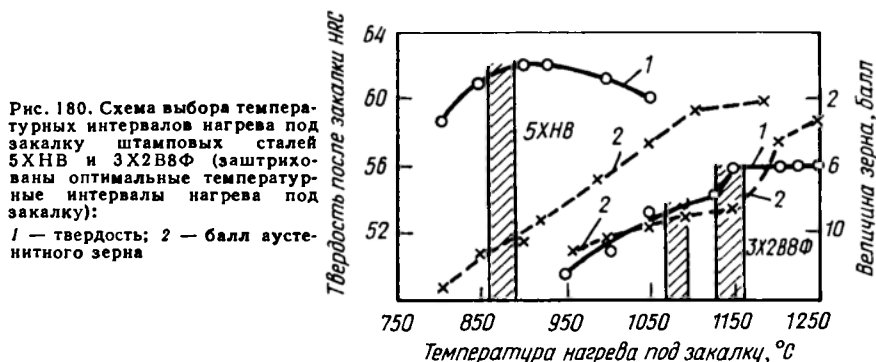
для штамповых сталей с температурой нагрева под закалку выше 900 °С — выжженный кокс или бумагу (2—3 слоя) и сухой древесный уголь, или карбюризатор, предварительно отработанный при температуре, превышающей температуру закалки не менее, чем на 50 °С.

Нагрев под закалку

Для уменьшения коробления инструмента нагрев следует проводить с промежуточными подогревами: однократным либо двукратным (при 650—680 °С и 840—870 °С). Первый подогрев способствует выравниванию температуры по сечению и уменьшению тепловых напряжений, второй — создает условия для более или менее одновременного протекания фазовых превращений во всем объеме нагреваемой детали. При медленном нагреве под закалку

(нагрев в печи с упаковкой деталей в ящики) подогрев необязателен.

Температуру нагрева под закалку назначают в зависимости от марки стали и условий работы инструмента, используя имеющиеся в литературе данные о твердости и величине зерна аустенита при разных температурах заковки. Схема выбора температуры нагрева под закалку штамповых сталей 5ХНВ и 3Х2В8Ф приведена на рис. 180. Следует учитывать, что ввиду медленного растворения карбидов и замедленного роста зерна в высоколегированных сталях возможно применение широкого диапазона



температур заковки. В частности, для стали 3Х2В8Ф температура заковки может выбираться в интервале от 1050 до 1200 °C.

Обычно температуру нагрева под закалку выбирают с целью получения зерна 9–10-го баллов. Для штампов, используемых для высокоскоростной штамповки при больших динамических нагрузках, во избежание хрупкого разрушения деталей рекомендуется закалка для получения структуры с зерном 10–12-го баллов. Для относительно тихоходного, но сильно разогревающегося прессового инструмента целесообразно повышать температуру заковки для повышения теплостойкости стали (при этом допускается зерно 7–9 баллов).

Время нагрева и выдержки в соляных ваннах принимают из расчета: при подогреве 650–680 °C и окончательном нагреве 820–950 °C — 18–24 с на 1 мм наименьшей толщины; при подогреве 800–850 °C и окончательном нагреве до 1000–1150 °C — 12–15 с на 1 мм толщины для сталей, содержащих $W + Mo + V \leq 2,5\%$; 20–30 с на 1 мм толщины для сталей с 2,5–4 % указанных элементов и 35–45 с на 1 мм толщины для сталей, содержащих более чем 4 % ($W + Mo + V$).

При использовании камерных печей время нагрева под закалку подбирают опытным путем в зависимости от способа упаковки деталей, типа и мощности печи. Время выдержки после прогрева садки принимают из расчета 50–70 с на 1 мм толщины.

Охлаждение при закалке должно быть достаточно быстрым, чтобы предотвратить выделение карбидов по границам зерен и образование структуры верхнего бейнита, понижающих вязкость и пластичность стали, а соответственно и работоспособность инструмента. В связи с этим охлаждение на воздухе не рекомендуется. Однако излишне быстрое охлаждение увеличивает вероятность коробления и трещинообразования. Практически необходимая интенсивность охлаждения в области температур выделения карбидов ($850-750^{\circ}\text{C}$) и в области промежуточного превращения ($400-300^{\circ}\text{C}$) обеспечивается при закалке в масле с температурой $40-70^{\circ}\text{C}$.

Для деталей сложной формы рекомендуется ступенчатое охлаждение: вначале в расплавах солей при $400-500^{\circ}\text{C}$ с выдержкой, обеспечивающей выравнивание температуры по сечению деталей, затем в масле. Более обоснованно режим охлаждения может быть назначен с использованием термокинетических и изотермических диаграмм распада переохлажденного аустенита используемых сталей и температурного поля по сечению в процессе охлаждения (данных о продолжительности охлаждения различных зон сечения деталей данного размера).

Охлаждать деталь в масле следует до $200-250^{\circ}\text{C}$, что близко к температурам начала мартенситного превращения в штамповых сталях, дальнейшее охлаждение — на воздухе. Немедленная передача горячих ($150-250^{\circ}\text{C}$) деталей на отпуск не рекомендуется, так как это приводит к снижению прочности и вязкости штампов из-за возможности появления бейнита в структуре стали.

Отпуск

Для отпуска используют соляные и масляные печи — ванны или электрические камерные и шахтные печи с принудительной циркуляцией печной атмосферы и точной регулировкой температуры (до $\pm 10^{\circ}\text{C}$).

Температуру отпуска выбирают в зависимости от марки стали, условий работы инструмента, необходимой твердости, прочности и вязкости. Штампы сложной формы из-за опасности появления трещин в процессе работы следует подвергать двукратному или многократному отпуску. Повторный отпуск выполняют при температуре на $30-50^{\circ}\text{C}$ ниже температуры первого отпуска.

Для высоколегированных штамповых сталей горячего деформирования перед первым отпуском рекомендуется предварительный низкотемпературный отпуск при $250-320^{\circ}\text{C}$. Температура отпуска некоторых штамповых сталей приведена в табл. 43. Время отпуска назначают из расчета $2\text{ ч} + 1,5\text{ мин}$ на 1 мм наименьшей толщины деталей. Крепежные части (хвостовики) штампового инструмента дополнительно отпускают при температурах $600-700^{\circ}\text{C}$ в соляных ваннах.

Для предотвращения обратимой отпускной хрупкости охлаждение после отпуска проводят на воздухе или в масле.

После шлифования инструмента целесообразно провести отжиг для уменьшения внутренних напряжений от шлифовки при температурах на 30—50 °С ниже температуры основного отпуска в течение 2—5 ч с охлаждением на воздухе или в масле.

8. Химико-термическая обработка штампов для горячего деформирования

Повышение стойкости штампов горячего деформирования, выходящих из строя вследствие износа или разгара, может быть достигнуто за счет химико-термической обработки (азотирования, цианирования, диффузионного хромирования).

Азотирование штамповых сталей выполняют как в качестве окончательной операции (после отпуска и шлифования), так и перед закалкой. Азотирование, применяемое как окончательная операция, в 1,5—2 раза увеличивает стойкость пресс-форм для литья под давлением, а также штампов, подвергающихся резкому охлаждению. Это объясняется повышенной теплоустойчивостью азотированного слоя. Толщину слоя и соответственно режимы азотирования выбирают в зависимости от исходного уровня пластичности и ударной вязкости стали. Более вязкие стали можно азотировать на большую глубину. Для сокращения длительности процесса применяют двухступенчатый режим азотирования: сначала при 510—530 °С в течение 8—10 ч, а затем на второй ступени для ускорения диффузии азота температура повышается до 550—570 °С (4—6 ч). Хрупкость слоя уменьшается при азотировании в смеси из 80 % азота и 20 % аммиака, а также при ионном азотировании.

Азотирование перед закалкой применимо для сталей с малыми объемными изменениями, нагреваемыми под закалку до температуры не выше 1000 °С. Оно целесообразно для штампов и пресс-форм сравнительно простой конфигурации, работающих в условиях динамического нагружения, не требующих доводки после термической обработки. При этом за счет улучшения микроструктуры слоя (отсутствия грубых нитридов и ϵ -фазы), увеличения его толщины, более плавного перехода твердости от поверхности вглубь сечения детали на 20—30 % повышается прочность и вязкость стали.

Низкотемпературное цианирование применимо после закалки и отпуска для теплостойких штамповых сталей горячего деформирования (типа 4Х5МФС, 4Х4ВМФС и т. п.) и его проводят при 550—580 °С с получением слоя толщиной 0,10—0,20 мм. При меньшей толщине слоя, содержащего хрупкую ϵ -фазу, цианирование более эффективно, чем азотирование, для штампов, работающих при повышенном нагреве и износе, а также пресс-форм литья под давлением алюминиевых и цинковых сплавов.

^{11d} Возможно применение как относительно быстрого жидкостного цианирования (выдержка 10—30 мин), так и газового (выдержка 1,5—3 ч) и наиболее медленного твердого цианирования в смеси 60—70 % древесного угля и 30—40 % желтой кровяной соли (выдержка 4—5 ч).

Диффузионное хромирование применимо для теплостойких штамповых сталей, температуры аустенитизации которых совпадают с температурами хромирования (1000—1100 °С). Оно рекомендуется для инструментов, испытывающих воздействие высоких температур, подверженных износу и эрозии (инструмент для горячего выдавливания, пресс-формы для литья под давлением алюминиевых и медных сплавов) и выполняется в порошкообразных смесях из 70—75 % низкоуглеродистого феррохрома (или хрома), 20—27 % окиси алюминия и 1—3 % хлористого аммония в течение 4—10 ч. Толщина хромированного слоя составляет 0,01—0,03 мм, твердость на поверхности HV 1200—1800.

РЕКОМЕНДАТЕЛЬНЫЙ БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Геллер Ю. А. Инструментальные стали. М.: Металлургия, 1983. 584 с.
Позняк Л. А., Скрынченко Ю. М., Тишаев С. И. Штамповые стали. М.: Металлургия, 1980. 244 с.
Штампы для горячего деформирования металлов. Под ред. Тылкина М. А. М.: Высшая школа, 1977. 496 с.

Г л а в а XXVI

ТЕХНОЛОГИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ШТАМПОВ ДЛЯ ХОЛОДНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

1. Условия работы штампов для холодного деформирования. Основные причины выхода из строя тяжело нагруженных штамповых инструментов

Условия работы штампового инструмента как для холодного, так и для горячего деформирования характеризуются величиной удельных давлений, характером нагружения и температурой разогрева рабочих частей.

В отличие от штампов горячего деформирования инструмент для холодного деформирования работает при более высоких удельных давлениях (до 2200—2500 МПа и выше) и меньших температурах разогрева (обычно не выше 150—200 °С). Однако при деформировании высокопрочных материалов и высокой интенсивности штамповки температура разогрева может достигать 400—500 °С за счет выделения тепла в процессе деформирования.

В зависимости от операции холодного деформирования (резка, гибка, вытяжка, формовка, объемная штамповка) и применяемого оборудования (гидравлические, механические, чеканочные прессы, холодновысадочные автоматы и др.) условия работы штампового

инструмента существенно различаются. В наиболее тяжелых условиях инструмент работает при операциях объемной штамповки и вырубки (высокие удельные давления, разогрев до высоких температур). Использование ударного нагружения при штамповке на чеканочных прессах и холодновысадочных автоматах также ухудшает условия работы инструмента.

При правильно выбранных конструкциях штампов, хорошо отлаженном оборудовании, строгом соблюдении условий монтажа и эксплуатации инструмента стойкость штампов определяется в основном свойствами применяемых сталей, приобретаемыми в результате всего цикла их изготовления и термической обработки.

Основными причинами выхода из строя тяжелонагруженных штампов для холодного деформирования являются хрупкое разрушение от высоких циклических напряжений (усталость) и изменение геометрических размеров инструмента вследствие износа и смятия.

Стали для штампов холодного деформирования должны обладать:

высоким сопротивлением пластической деформации (смятию) и износостойкостью, что достигается за счет высокой твердости *HRC* 52—60 и оптимальной структуры, содержащей избыточную карбидную фазу;

достаточной вязкостью, обеспечивающей высокое сопротивление хрупкому и усталостному разрушению при динамических нагрузках;

теплостойкостью (до 400—500 °C) при тяжелых условиях штамповки.

В зависимости от конструкции и назначения штампа различные свойства приобретают определяющее значение. Так, для вырубных штампов наиболее важны прочность, вязкость и износостойкость, а для штампов холодного прессования, работающих плавно, но с повышенным разогревом, необходимы высокая теплостойкость и сопротивление малым пластическим деформациям, при этом вязкость может быть пониженной.

Штампы холодного деформирования изготавливают с высокой точностью, они могут быть весьма сложными и крупными, поэтому стали для их изготовления должны иметь удовлетворительные технологические характеристики: обрабатываемость резанием и шлифуемостью, закаливаемость и прокаливаемость, устойчивость против обезуглероживания, малую деформируемость при термической обработке.

2. Стали для штампов холодного деформирования

По основным свойствам штамповые стали для холодного деформирования, поставляемые по ГОСТ 5950—73, подразделяются на три группы: стали повышенной (высокой) износостойкости, вто-

рично твердеющие стали с высоким сопротивлением смятию и высокопрочные стали с повышенной вязкостью.

Стали повышенной (высокой) износостойкости. Значительное количество избыточных карбидов в сталях этой группы обеспечивает их высокую износостойкость. Вместе с тем значительная карбидная неоднородность, пониженная теплостойкость и предел текучести при сжатии ограничивают применение этих сталей для инструмента, работающего в условиях повышенных давлений. Основное назначение сталей этой группы — инструменты для вырубки, накатки, объемного прессования, эксплуатируемые при удельных давлениях не более 1500—1700 МПа.

Вторично твердеющие стали с высоким сопротивлением смятию. Эти стали являются комплексно-легированными и характеризуются пониженной карбидной неоднородностью и повышенной прочностью. За счет вторичного твердения при отпуске в области температур 500—620 °С стали приобретают повышенную теплостойкость, позволяющую использовать их для инструментов, разогревающихся при работе до 400—450 °С. Стали применяют для тяжело нагруженных штампов, работающих при значительных удельных давлениях и разогреве (инструмент для объемного прессования, высадки и калибровки).

Высокопрочные стали с повышенной вязкостью. К этой группе относятся стали, содержащие около 2 % марганца и небольшое количество хрома, молибдена, вольфрама, ванадия. Инструмент из таких сталей закаливается при охлаждении на воздухе, при этом в структуре сохраняется повышенное количество остаточного аустенита, что снижает деформацию инструмента при закалке. Обладая в термически обработанном состоянии высокой прочностью и вязкостью, сталь имеет малую теплостойкость (170—200 °С). Основное назначение — инструмент для прецизионной вырубки и формовки изделий из низкоуглеродистых сталей и цветных сплавов.

К этой же группе относятся комплексно-легированные стали, содержащие 4—6 % хрома в сочетании с вольфрамом, молибденом, ванадием. За счет склонности к вторичному твердению эти стали характеризуются повышенной теплостойкостью и сопротивлением смятию, что позволяет использовать их для инструментов ударного выдавливания, высадки и т. п.

Марки и области применения наиболее широко используемых сталей для штампов холодного деформирования приведены в табл. 44. Более подробные рекомендации по рациональному использованию штамповых сталей для холодного деформирования имеются в работах, приведенных в рекомендуемом библиографическом списке.

Кроме рассмотренных сталей для штампов холодного деформирования простой конфигурации и небольших размеров применяют быстрорежущие стали. Высокая износостойкость этих сталей позволяет использовать их для штампов, работающих при

Т а б л и ц а 44. Классификация и назначение штамповых сталей для холодного деформирования

Группа стали	Марка стали	R_m , МПа	Основное назначение
Повышенной износостойкости	X12M X12Φ1 X12BM	1400—1600	Вырубные штампы повышенной точности и сложной конфигурации; тяжелонагруженные чеканочные, калибровочные и высадочные инструменты, накатные ролики
	X6BΦ 9X5BΦ	1400—1600 1400—1600	Матрицы и пуансоны холодного прессования, резьбонакатной инструмент
Вторично-твердеющие с высоким сопротивлением смятию	8X4B2C2MΦ 8X4B3M3Φ2	2200—2300	Тяжелонагруженные пуансоны и матрицы холодного и полугорячего объемного деформирования (прессования, высадки)
	11X4B2CΦ3M	2200—2300	Тяжелонагруженные инструменты для прессования, вырубки, высадки в условиях повышенного износа
	X5C4B2Φ2NM	2600	Тяжелонагруженные пуансоны сечением не более 25 мм
Высокопрочные с повышенной вязкостью	7XГ2NM 7X3BMΦC	1400—1600	Инструмент сложной конфигурации для прецизионной вырубки, вытяжки и формовки низкоуглеродистой стали и цветных сплавов при повышенных динамических нагрузках
	6X6B3MΦC 6X4M2ΦC	1400—1600	Высадочные пуансоны и матрицы, ножи трубообразовочных машин и гильотинных ножниц, резьбо-, зубо-, шлиценакатные ролики, работающие при повышенных динамических нагрузках

Пр и м е ч а н и е. R_m — максимальное удельное давление на инструмент, допустимое при работе.

Т а б л и ц а 45. Температурные режимы предварительной термической обработки для холодного деформирования

Группа стали	Марка стали	Критические точки, °C		Изотермический отжиг		
		A_{c1}	A_{cm}	t_H , °C	t_B	HV
Повышенной износостойкости	X12M	830—840	855—865	850—870	700—720	207—255
	X12Ф1	800—810	860—870	850—870	680—700	207—255
	X12BM	815	—	830—850	700—720	241—255
	X6BФ	810—820	845	830—850	700—720	207—241
	9X5BФ	815	830	820—840	700—720	229—241
Вторично-твердеющие с высоким сопротивлением смятию	8X4B2C2MФ	840	880	880—900	740	207—229
	8X4B3M3Ф2	865	895	850—870	710—730	229—255
Высокопрочные с повышенной вязкостью	7XГ2BM	765—775	820	770—790	600—620	255—269
	6X6B3MФC	875	905	860—880	760—780	241—255
	6X4M2ФC	820	850	850—870	720—740	201—217

П р и м е ч а н и е. t_H — температура нагрева; t_B — температура изотермической

удельных давлений до 2200—2400 МПа. Из-за большого числа крупных карбидов эти стали весьма хрупки при циклических и даже статических нагрузках.

Из углеродистых и низколегированных инструментальных сталей марок У7, У8, У12, 7ХФ, Х изготавливают вытяжные, обрезные и вырубные штампы небольших размеров и без резких переходов по сечению; пуансоны диаметром до 30 мм для прессования и вытяжки мягких материалов, работающие с небольшими скоростями; ножи для рубки листов и другой малонагруженный инструмент.

Стали для штампов холодного деформирования поставляют в виде кованых и горячекатанных заготовок круглого и квадратного сечений, а также в виде полос и калиброванных заготовок. Для инструмента особо ответственного назначения (крупногабаритный инструмент сложной формы, работающий при высоких удельных давлениях) используют стали электрошлакового переплава.

Технологические схемы изготовления и предварительной термической обработки штампов для холодного и горячего деформирования аналогичны и были изложены в гл. XXV. Температурные режимы предварительной термической обработки и твердость штамповых сталей для холодного деформирования приведены в табл. 45.

и твердость штамповых сталей

Отжиг с непрерывным охлаждением		Высокий отпуск	
<i>t</i> , °C	<i>HV</i>	<i>t</i> , °C	<i>HV</i>
850—870	241—255	750—780	255
850—870	241—255	750—780	255
830—850	255	750—780	255
830—850	207—241	760—790	241
820—840	229—241	750—770	241
880—900	217—235	750—780	229
850—870	241—255	750—770	255
770—790	269	680—700	269
860—880	255	760—780	269
850—870	217—235	700—730	255

выдержки.

3. Особенности технологии термической обработки штампового инструмента для холодного деформирования

Повысить стойкость штампового инструмента возможно благодаря использованию оптимальных температурно-временных параметров закалки и отпуска, учету преимущественных причин выхода из строя и правильному выбору марки стали.

Штамповые стали для холодного деформирования упрочняют при термической обработке двумя способами: непосредственно в результате мартенситного превращения (закалка на первичную твердость с последующим низким отпуском); путем мартенситного превращения и дисперсионного твердения (закалка с повышенных температур на вторичную твердость с последующим отпуском при

достаточно высоких температурах, обеспечивающих эффект вторичного твердения).

Общие вопросы технологии подготовки штампов к термической обработке, режимы подогрева, выбор времени нагрева были описаны в гл. XXV. Поэтому в данном разделе рассматриваются принципы выбора режимов закалки и отпуска и некоторые особенности технологии термической обработки, относящиеся непосредственно к штампам холодного деформирования. Режимы термической обработки приведены в табл. 46.

Штампы из сталей повышенной износостойкости подвергают закалке на первичную твердость и низкому отпуску. Оптимальную температуру закалки выбирают из условия получения максимальной твердости при размере действительного аустенитного зерна не крупнее 10 балла и относительно небольшом содержании остаточного аустенита. Схема выбора температуры нагрева под закалку приведена на рис. 181, а. Мелкозернистость стали обеспечивает необходимую вязкость. Остаточный аустенит, сохраняющийся после низкого отпуска, снижает сопротивление сталей малым пластическим деформациям и ограничивает работоспособность штампов при высоких удельных давлениях. Невысокая теплостойкость этих сталей ограничивает их применение в условиях интенсивной штамповки.

Т а б л и ц а 46. Температурные режимы закали и отпуска деталей штампового инструмента для холодного деформирования

Группа стали	Марка стали	Закалка			Балл зерна	HRC	Отпуск	
		$t_{\text{н}}, ^\circ\text{C}$	$t_{\text{н}}, ^\circ\text{C}$	охлаждающие среды			$t, ^\circ\text{C}$	HRC
Повышенной износостойкости	X 12M	650—700	1000—1030	Масло, селитра	10—11	63—65	190—210 320—350	60—62 57—58
	X 12Ф1	650—700	1030—1050	То же	10—11	62—64	180—200 400—420	60—62 56—58
	X 12BM	650—700	1000—1030	Масло	10	63—65	350—400	58—59
	X 6BФ	650—700	980—1000	Масло, селитра	11	63—65	150—170 280—300	62—63 56—58
	9X5BФ	650—700	950—1000	Масло	10—11	58—60	280—300 400—420	57—58 54—56
Вторично-твердеющие стали с высоким сопротивлением смятию	8X4B2C2MФ	700—750	1060—1090	То же	10—11	62—64	530—540 *1	62—63 *1
	8X4B3M3Ф2	860—880	1150—1175	»	10—11	60—62	550—560 *1	60—62
Высокопрочные с повышенной вязкостью	7XГ2BM	650—700	850—860	Масло, воздух	10—11	61—62	140—160 200	59—60 57—58
	6X6B3MФC	800—850	1050—1070	Селитра, масло	11	60—62	540—560 *2 480—500 *3	— 58—60
	6X4M2ФC	800—850	1050—1070	Масло	11	60—62	520—540	59—61

П р и м е ч а н и е. $t_{\text{п}}$ — температура подогрева; $t_{\text{м}}$ — температура окончательного нагрева.

*1 Трехкратный по 1 ч.

*2 Первый отпуск.

*3 Второй отпуск.

Интервал оптимальных температур нагрева под заалку вы-сокохромистых сталей весьма невелик, что предъявляет повышенные требования к конструкциям нагревательных устройств, точности контроля и регулирования температуры нагрева.

Температуру отпуска выбирают из условия получения максимальной прочности и ударной вязкости, и она не должна быть настолько высокой, чтобы вызвать процессы распада остаточного аустенита и коагуляции выделяющихся карбидов, которые способствуют снижению ударной вязкости (рис. 181, б).

Теплостойкость сталей Х12Ф1 и Х12М может быть повышена путем заалки с повышенных температур (на вторичную твердость) и последующего дисперсионного твердения при многократном отпуске в интервале 490—530 °С. Однако такая обработка вызывает значительное укрупнение аустенитного зерна, снижение прочности и ударной вязкости стали. Ввиду значительного ухудшения механических свойств и технологической сложности отпуска указывается на целесообразность заалки этих сталей на вторичную твердость и рекомендуется в случаях необходимости применять стали повышенной теплостойкости.

Учитывая трудности доводки штампового инструмента сложной конфигурации, термически обработанного на высокую твердость, необходимо предусматривать меры для уменьшения деформации инструмента при термической обработке:

1. Перед окончательной термической обработкой целесообразно проведение отжига (для уменьшения внутренних напряжений) или предварительной термической обработки, включающей заалку от межкритических температур и высокий отпуск.

2. Я. Р. Раузиным показано, что для штампов из стали Х12М сечением до 80 мм и из стали Х12Ф1 сечением до 60—70 мм возможно применение ступенчатой заалки с температурой ступени 400—500 °С (область наибольшей устойчивости аустенита). Для этого штампы толщиной до 50—60 мм переносят в печь с этой температурой, более массивные штампы — в соляную ванну и

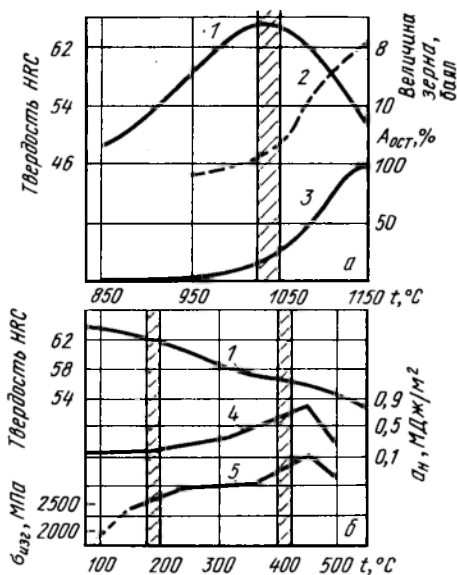


Рис. 181. Схема выбора температур нагрева под заалку (а) и отпуск (б) стали Х12Ф1 (заштрихованы оптимальные температурные интервалы нагрева под заалку и отпуск): 1 — твердость; 2 — балл аустенитного зерна; 3 — количество остаточного аустенита; 4 — ударная вязкость; 5 — прочность при изгибе

выдерживают не менее 30—40 мин для полного выравнивания температуры по сечению. Последующее охлаждение осуществляют на воздухе.

В еще большей степени коробление уменьшается, если применить ступенчатую закалку по описанному режиму с предварительным охлаждением штампов до 800—850 °С в печи (для тонких изделий) либо в соляной ванне (для массивных изделий) с выдержкой в пределах 10 мин.

3. Для штампов сложной формы рекомендуется тепловая доводка. Для этого закалку проводят с температур на 20—30 °С выше оптимальных при обработке на первичную твердость. За счет повышенного количества остаточного аустенита размеры штампов уменьшаются по сравнению с отожженным состоянием. Увеличение размеров до требуемого уровня достигается за счет распада остаточного аустенита при одно-трехкратном отпуске при 450—480 °С. После каждого отпуска необходимо определять размеры.

Для достижения максимальной твердости штампы после закалки в масле иногда подвергают обработке холодом с последующим отпуском, однако при этом несколько снижаются прочность и вязкость стали. Такая обработка целесообразна для массивных штампов, у которых получить высокую твердость при обычной закалке трудно.

Штампы из вторичноотверждающих сталей с высоким сопротивлением смятию закаливают с повышенных температур (выше 1050 °С). Комплексное легирование вольфрамом, молибденом, ванадием и кремнием по сравнению со сталями типа Х12 способствует уменьшению количества карбидной фазы и увеличению ее дисперсности, что обеспечивает сохранение аустенитного зерна не крупнее балла 10 при закалке с 1070—1100 °С. За счет процессов дисперсионного твердения при многократном отпуске при 520—560 °С обеспечиваются высокая твердость *HRC* 61—63, сопротивление малым пластическим деформациям и теплостойкость. Это позволяет использовать штампы для работы при повышенных давлениях и разогреве. Однако для сталей этой группы характерны несколько меньшие значения вязкости. Схема выбора оптимальных режимов отпуска для стали 8Х4В2С2МФ приведена на рис. 182.

Штампы из высокопрочных сталей с повышенной вязкостью характеризуются высокой прочностью и ударной вязкостью при более низкой теплостойкости по сравнению со штампами из предыдущих групп сталей.

Стали типа 7ХГ2ВМ подвергают закалке на первичную твердость с последующим низким отпуском. Особенностью сталей является возможность закалки при охлаждении на воздухе, высокие прокаливаемость и закаливаемость, малые деформации при закалке за счет сохранения повышенного (18—20 %) количества остаточного аустенита.

Стали типа 6Х6ВЗМФС и 6Х4М2ФС являются вторично-твердеющими. Оптимальное сочетание основных свойств достигается в этих сталях путем заковки с повышенных температур (на вторичную твердость) и последующего отпуска при 520—560 °С.

Для всех штампов, обрабатываемых на вторичную твердость, после шлифования обязателен отпуск при 400 °С в течение 1 ч.

Штампы из углеродистых инструментальных сталей для уменьшения коробления и опасности появления трещин при за-

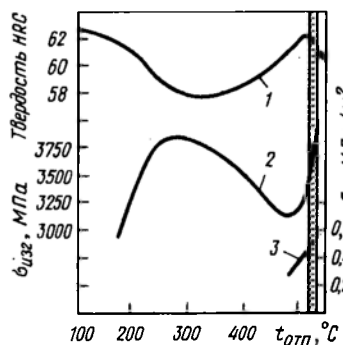


Рис. 182. Схема выбора температуры отпуска для стали 8Х4В2С2МФ (заштрихован оптимальный температурный интервал отпуска):

1 — твердость; 2 — прочность при изгибе; 3 — ударная вязкость

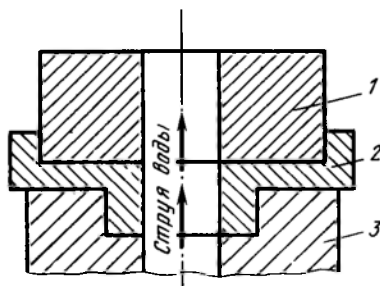


Рис. 183. Схема закалки внутренних рабочих поверхностей матриц струей воды:

1 — матрица; 2 — чашка; 3 — фланец патрубке подачи воды

калке охлаждают в воде до 180—150 °С, что устанавливают экспериментально по прекращению сильного дрожания штампа в закалочном баке, после чего переносят в масло и вынимают из масла тогда, когда масло на поверхности штампа перестает дымить (для этого штампы время от времени извлекают из бака).

Матрицы из углеродистых и низколегированных инструментальных сталей, представляющие собой цилиндры с внутренними отверстиями, для получения достаточной стойкости и минимальной деформации закаливают с охлаждением рабочих поверхностей (стенок отверстия) в специальных приспособлениях струей воды. Схема такой закалки приведена на рис. 183. После охлаждения рабочих поверхностей до 100—150 °С (иногда этот момент ориентировочно определяют по потемнению боковой поверхности) матрицы переносят в масло для окончательного охлаждения. Низкий отпуск выполняют при 170—180 °С в течение 3—4 ч (для штампов диаметром до 50 мм) и 6—7 ч (для штампов диаметром до 100 мм). Твердость рабочей поверхности после отпуска HRC 57—61. При струйчатой закалке толщина закаленного слоя по рабочей поверхности достигает 1,5—2 мм (для стали У10А) и 6—7 мм (для стали Х).

4. Химико-термическая обработка штампов для холодного деформирования

Для штампового инструмента холодного деформирования в основном применяют цементацию, азотирование, цианирование и борирование.

Цементация обеспечивает повышение твердости и износостойкости штампов (за счет увеличения количества карбидов), а также усталостной прочности вследствие создания сжимающих остаточных напряжений в поверхностных слоях штампов. Однако прочность и вязкость сталей при этом существенно уменьшается. Цементацию применяют для просечных, вырубных, вытяжных матриц и пуансонов и осуществляют в твердых и газообразных карбюризаторах перед закалкой или совмещая с ней.

Для инструментов из низколегированных сталей типа X, 9ХС, цементацию выполняют при 900—910 °С в течение 9—12 ч. Закалку проводят с повторного нагрева до температур 800—810 °С с охлаждением водо-воздушной струей до 100—150 °С, окончательное охлаждение — в масле. За счет повышения содержания углерода до 1,5—1,7 % твердость инструмента возрастает до *HRC* 63—65.

Штампы из сталей X12М, X12Ф1 подвергают цементации в твердом карбюризаторе при 980—1025 °С в течение 2—5 ч и закаливают в масле.

Во всех случаях отпуск осуществляют при 150—180 °С.

Для некоторых видов штампов холодного деформирования (вырубных, просечных, вытяжных и др.) нашли применение цементованные стали типа 20Х13. После цементации при 980—1000 °С в течение 6—8 ч в твердом карбюризаторе (85 % древесного угля + 15 % кальцинированной соды) проводят закалку с 940—960 °С и отпуск при 180—200 °С. В результате на поверхности создается твердый *HRC* 62—65 слой толщиной 0,3—0,4 мм при твердости сердцевины *HRC* 36—41.

Азотирование. В качестве окончательной операции азотирование применяют после отпуска и шлифования для инструментов из теплостойких сталей, работающих с небольшими динамическими нагрузками, а также для вальцев и накатных инструментов. В этом случае азотирование высокохромистых сталей проводят при 510—520 °С в течение 8—12 ч.

Для менее теплостойких сталей типа 7ХГ2ВМ азотирование выполняют перед закалкой при 540—600 °С. Естественно, что использование азотирования исключает доводку (шлифование) рабочих поверхностей штампов после термической обработки.

Низкотемпературное цианирование. Из-за меньшей толщины слоя ϵ -фазы и в связи с этим повышенной вязкостью и пластичностью стали цианирование более эффективно, чем азотирование, для инструментов, работающих в условиях ударного нагружения. Цианирование рекомендуется для штампов холодной штамповки,

вытяжных и обрезных штампов. Цианирование применяют для теплостойких сталей типа Х6ВФ, Х12М после закалки и отпуска и выполняют при 500—520 °С в жидких, газовых или твердых средах (толщина слоя 0,02—0,07 мм).

Борирование. Эту операцию применяют для штампов простой конфигурации, работающих при повышенном износе без ударных нагрузок. При этом инструменты из углеродистых и низколегированных сталей в ряде случаев показывают более высокую стойкость по сравнению со штампами из более легированных сталей. Борирование обеспечивает наиболее высокую твердость поверхности (16 000—18 000 МПа для углеродистых и низколегированных сталей и до 20 000—22 000 МПа для высоколегированных сталей), более высокую износостойкость и теплостойкость по сравнению с другими методами химико-термической обработки. Его проводят перед закалкой при 850—1100 °С в течение 2—6 ч в жидких средах (в расплаве буры) или в порошке технического карбида бора. Ввиду возможного оплавления боридного слоя с образованием хрупкой эвтектики при нагреве свыше 1050 °С, борирование целесообразно для штамповых сталей, закаливаемых с 850—1050 °С.

РЕКОМЕНДАТЕЛЬНЫЙ БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

Геллер Ю. А. Инструментальные стали. М.: Металлургия, 1983. 584 с.
Позняк Л. А., Скрынченко Б. М., Тишаев С. И. Штамповые стали. М.: Металлургия, 1980. 244 с.

Г л а в а XXVII

ТЕХНОЛОГИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ РЕЖУЩИХ ИНСТРУМЕНТОВ

1. Стали для режущих инструментов

Режущие элементы (резцы, сверла, метчики, плашки и др.) в процессе эксплуатации находятся в сложноподвижном состоянии, подвергаясь динамическим изгибающим и крутящим нагрузкам, износу, разогреву вследствие выделения тепла при трении об обрабатываемый материал. Для длительной надежной работы материал инструментов должен обладать высокой устойчивостью против перечисленных воздействий: высокой прочностью при изгибе и кручении, вязкостью, износостойкостью и красностойкостью (теплостойкостью).

В зависимости от вида инструмента, геометрии и качества заточки, режимов резания, свойств обрабатываемого материала условия работы инструмента меняются в широких пределах, при этом отдельные параметры поведения материала инструмента приобретают определяющее значение. Так, преобладание при резании динамических нагрузок повышает требования к вязкости

материала, высокие скорости резания при обработке сталей с повышенной твердостью требуют более высокой теплостойкости и т. п.

Наряду со свойствами, определяющими работоспособность инструмента, весьма важны технологические характеристики инструментальных сталей, к ним относятся: пластичность сталей в холодном и горячем состоянии, свариваемость (для составного инструмента), обрабатываемость резанием, прокаливаемость, закаливаемость, склонность к росту зерна аустенита и обезуглероживанию при нагреве под закалку, шлифуемость.

Большое разнообразие номенклатуры, назначения и условий работы вместе с экономическими соображениями предопределили применение весьма большого количества инструментальных сталей для производства режущего инструмента. Для изготовления инструментов или их рабочих частей используют следующие группы сталей:

1. Углеродистые инструментальные стали (ГОСТ 1435—74);

2. Легированные инструментальные стали для режущего и измерительного инструмента (ГОСТ 5950—73): а) неглубокой прокаливаемости; б) глубокой прокаливаемости;

3. Быстрорежущие инструментальные стали (ГОСТ 19265—73 и ТУ). Принято подразделять эти стали на две группы: а) нормальной производительности; б) повышенной производительности.

Углеродистые инструментальные стали (У10А, У12А, У13А) находят ограниченное применение для изготовления режущих инструментов, которое постепенно сокращается. Ввиду низкой прокаливаемости и теплостойкости эти стали используют для ручного инструмента, работающего при небольших нагрузках и незначительном разогреве режущих кромок (напильников, метчиков, разверток). К достоинствам этих сталей относятся: а) возможность сохранения вязкой сердцевины, определяющая способность инструмента воспринимать повышенные динамические нагрузки; б) сохранение небольшого количества остаточного аустенита (до 5—8 %), интенсивно превращающегося в процессе эксплуатации, что обеспечивает высокое сопротивление пластической деформации в рабочих кромках; в) низкая твердость в отожженном состоянии (*HВ* 150—175), что облегчает изготовление инструментов пластической деформацией (накаткой, плющением, насечкой) и создает хорошую обрабатываемость резанием; г) сохранение чистой поверхности при закалке в воде.

Наряду с низкой теплостойкостью, ограничивающей область применения углеродистых инструментальных сталей, им свойственны и другие недостатки: а) низкая прокаливаемость, высокая критическая скорость охлаждения при закалке и, в связи с этим необходимость выполнения закалки в резко охлаждающих средах (в воде или водных растворах), что повышает вероятность образования трещин и деформации; б) неоднородность твердости в инструментах небольших сечений из-за малой устойчивости пере-

охлажденного аустенита и частичного его распада вследствие подстуживания при переносе нагретых инструментов в закалочную среду; в) чувствительность к перегреву.

Легированные инструментальные стали неглубокой прокаливаемости содержат в небольших количествах хром (0,4—0,7 %) и ванадий (0,15—0,3 %) (7ХФ, 9ХФ, 11ХФ, 13Х). Малая степень легирования позволяет сохранить, в основном, преимущества углеродистых сталей, уменьшив их недостатки, в частности, чувствительность к перегреву.

Стали применяют в основном для деревообрабатывающих инструментов (долота — 7ХФ); для инструментов, работающих при ударных нагрузках (зубила, пуансоны — 7ХФ); для инструментов небольшого сечения (пилы по дереву — 9ХФ, метчики и развертки диаметром до 30 мм, закаливаемые в масле — 11ХФ; шаберы, гравировальный инструмент — 13Х).

Легированные инструментальные стали глубокой прокаливаемости содержат до 4—5 % легирующих элементов (хрома, вольфрама, кремния, марганца). Большая устойчивость легированного аустенита позволяет получить высокую твердость стали (HRC 62—68) в сечениях до 25—90 мм после закалки с охлаждением в масле или в горячих средах с температурой 150—180 °С, что уменьшает деформацию инструментов.

Сталь ХВГ применяют для режущих инструментов, в которых недопустимо повышенное коробление при закалке (длинные метчики, развертки, протяжки и т. п.). Из-за большого содержания хрома (0,9—1,2 %) и вольфрама (0,5—0,8 %) в стали наблюдается повышенная карбидная неоднородность; высокое содержание марганца (0,8—1,1 %) приводит к сохранению после закалки до 20 % остаточного аустенита, что снижает деформацию.

Сталь ХВСГ содержит меньшее количество хрома и вольфрама и в связи с этим имеет меньшую карбидную неоднородность, что позволяет использовать ее в инструментах больших сечений (круглых плашках, развертках, зенкерах). Кремний повышает устойчивость стали против отпуска.

Хромокремнистая сталь 9ХС имеет высокую прокаливаемость и более равномерное распределение карбидов (из-за меньшего содержания углерода ~0,9 %), небольшую чувствительность к перегреву и меньшее количество остаточного аустенита (6—8 %). Однако кремний повышает твердость после отжига и ухудшает обрабатываемость стали. Отрицательное влияние кремния проявляется также в увеличении склонности к обезуглероживанию и в повышении хрупкости стали. Сталь 9ХС используют для инструментов, рабочая часть которых расположена ближе к середине прутка (круглые плашки), а также для сверл, разверток, метчиков.

Быстрорежущие стали значительно превосходят углеродистые и легированные инструментальные стали по теплостойкости, что позволяет использовать их для резания с повышенными ско-

ростями или для труднообрабатываемых материалов. Быстрорежущие стали являются основным материалом для большинства металлорежущих инструментов.

Теплостойкость сталей обеспечивается легированием в значительных количествах вольфрамом, молибденом при условии $\Sigma (W + 1,4 \dots 1,5 Mo) = 12-13 \%$ и закалкой с очень высоких температур (1200—1300 °C).

Стали нормальной производительности включают вольфрамо- и вольфрамомолибденовые стали. Наиболее распространены стали Р6АМ5 (Р6М5), Р8М3, Р18, Р12, А11РЗМЗФ2.

Вольфрамомолибденовые стали несколько менее дефицитны, они содержат до 5 % Мо и, как правило, не менее 6 % W. Молибден по влиянию на теплостойкость замещает вольфрам по соотношению $Mo : W = 1 : (1,4-1,5)$. Так как молибден снижает температуру начала роста зерна, эти стали более чувствительны к перегреву и температура их нагрева под закалку должна быть ниже, чем вольфрамовых сталей.

Теплостойкость стали Р6АМ5 (Р6М5) лишь немного ниже, чем сталей Р12 и Р18, что позволяет применять ее для большой номенклатуры инструментов (сверл, метчиков, фрез, разверток и др.), подвергаемых после закалки и отпуска шлифованию и предназначенных для резания со скоростями до 30—50 м/мин. При более высоких скоростях стойкость стали Р6М5 несколько ниже, чем Р18 и Р12. Из-за присутствия ~5 % Мо сталь чувствительна к обезуглероживанию и разнострунистости.

Сталь Р8М3 в отличие от Р6М5 характеризуется большей устойчивостью против перегрева, меньшей обезуглероживаемостью при нагреве и лучшей стабильностью свойств после закалки.

В последние годы разработаны и нашли некоторое применение быстрорежущие стали пониженной теплостойкости, содержащие меньшее количество вольфрама и молибдена (РЗМЗФ2, Р0М4Ф, 8Х4В2С2МФ, 6Х6В3МФС и др.). Эти стали непригодны для универсального использования, но в определенных областях применения обладают рядом преимуществ, в основном в связи с сохранением прочности и вязкости при увеличении сечения инструментов и при более низких температурах закалки. Стали предназначены для производства инструментов, работающих при невысоких скоростях резания, имеющих крупные размеры (концевые фрезы), подвергающихся значительной шлифовке, закаливаемых при индукционном нагреве, а также для деревообрабатывающих инструментов.

Быстрорежущие стали повышенной производительности, содержащие значительные количества ванадия (Р14Ф4), кобальта (Р9К5, Р9К10) или молибдена и кобальта (Р9М4К8, Р8МЗК6С, Р9М5К5 и др.), предназначены для инструментов, работающих при высоких скоростях резания, либо для обработки сталей с повышенной твердостью (HRC 40—45), аустенитных сталей и жаропрочных сплавов. Наиболее широко применяются стали

Р9М4К8 и Р6М5Ф3. Увеличение теплостойкости, вызванное повышенным легированием, сопровождается снижением вязкости и прочности, а в ряде случаев также горячей пластичности и шлифуемости. Эти недостатки устраняются в случае изготовления инструментов спеканием порошков.

Кобальт значительно повышает теплостойкость и вторичную твердость до (*HRC* 67—70), но из-за снижения прочности и вязкости наибольшее повышение стойкости инструмента достигается при резании без повышенных динамических нагрузок.

Ванадий при достаточно высоком содержании углерода усиливает дисперсионное твердение и повышает износостойкость, теплостойкость (до 670 °С) и вторичную твердость (до *HRC* 65—66), но при содержании более 3—3,5 % значительно ухудшает шлифуемость стали.

Конструкционные углеродистые и легированные стали (45, 50, 40Х, 45Х, 50ХФА, 27Х1МФ1Б) используются для изготовления хвостовой части инструмента и корпусов сборного инструмента.

2. Контроль качества инструментальной стали в состоянии поставки

По сравнению с большинством конструкционных сталей инструментальные стали более сложны по составу и технологии металлургического производства. Ввиду высокого содержания углерода и легирующих элементов в этих сталях в большей степени возможны различные дефекты, связанные с карбидной неоднородностью, обезуглероживанием и т. д. Отдельные дефекты, которые не могут быть устранены в процессе изготовления инструмента, приводят к непригодности стали для определенных инструментов. Учитывая высокую стоимость и дефицитность стали, а также сложность ее металлургического изготовления, требования к сталям должны предъявляться обоснованно, дифференцированно с учетом конкретных типов, размеров и назначения изготавливаемого инструмента.

Наряду с контролем качества стали по большому числу параметров, определяемых соответствующими ГОСТами или ТУ на металлургических заводах, в инструментальном производстве существует обоснованная практика входного контроля инструментальной стали. Объем и виды контроля устанавливают так, чтобы определить пригодность стали для инструментов конкретного вида и назначения. Как правило, контролируются следующие основные параметры: а) химический состав стали (по содержанию углерода и основных легирующих элементов); б) твердость и структура, определяющие обрабатываемость стали. Присутствие в структуре грубого пластинчатого перлита заметно ухудшает чистоту обрабатываемой поверхности даже при удовлетворительной твердости стали; в) наличие и глубина обезуглероженного слоя. Выбор размеров инструмента и технологии его

изготовления должны исключить возможность попадания безуглеродженного слоя на режущие кромки инструмента; г) карбидная неоднородность. Остатки карбидной сетки способствуют появлению трещин при закалке; д) центральная пористость (макроструктура). Она допускается лишь для инструмента, имеющего центральное отверстие (долбяков, шеверов, червячных фрез) и не допускается в инструментах типа протяжек, сверл, концевых фрез и т. п.

3. Маршрутная технология изготовления режущего инструмента

В общем случае технологический процесс изготовления инструмента включает следующие операции:

1. Изготовление заготовок (предварительное формообразование) с использованием сварки, горячей и холодной пластической деформации;

2. Предварительную смягчающую термическую обработку для улучшения обрабатываемости стали и исправления структуры в нужном направлении;

3. Механическую обработку (окончательное формообразование) на металлорежущих станках или методами холодной деформации (насечка и др.).

4. Окончательную (упрочняющую) термическую обработку;

5. Окончательный контроль, шлифовку и заточку инструмента, дополнительную обработку для улучшения поверхностного слоя.

Режущие инструменты из углеродистой и легированной инструментальной стали в основном изготавливают на металлорежущих станках из отожженного проката. Таким же образом изготавливают весьма небольшую часть тонкого инструмента (диаметром до 6—8 мм) из быстрорежущей стали. В целях экономии дефицитной и дорогостоящей быстрорежущей стали основную часть инструмента изготавливают из заготовок, подвергнутых горячей или холодной пластической деформации с целью придания им формы, близкой к окончательной форме инструмента. При этом используют ковку, прокатку периодических профилей, оттяжку концов. Ковку применяют также с целью уменьшения карбидной неоднородности. При крупносерийном и массовом производстве широко распространены продольно-винтовая прокатка спиральных сверл, горячая штамповка метчиков и дисковых фрез, прессование сверл и другие малоотходные процессы формообразования.

Значительная часть инструмента, в том числе все концевые инструменты диаметром 8—60 мм (сверла, метчики, развертки, зенкеры, фрезы и др.) изготавливают составными, с крепежными частями (хвостовиками) из конструкционных сталей, привариваемыми трением или плавлением.

В результате сварки и горячей пластической деформации (при нагреве до 1050—1180 °С) сталь приобретает измененную струк-

туру (мартенсит или троостит) и повышенную твердость, что затрудняет обработку резанием и создает опасность возникновения нафталинистого излома при последующей закалке.

При использовании холодной пластической деформации создаются наклеп и остаточные напряжения, повышающие деформацию при закалке, что особенно недопустимо для длинномерного сложнофасонного инструмента (протяжек, сверл и др.).

Указанные последствия горячей и холодной обработки устраняются предварительной термической обработкой.

4. Технология предварительной термической обработки заготовок

Основным видом предварительной термической обработки инструментальных сталей является *отжиг*. Он предназначен для повышения обрабатываемости стали резанием, предупреждения нафталинистого излома и подготовки структуры к последующей закалке. Отжиг должен обеспечить получение структуры равномерного зернистого или сорбитообразного перлита с твердостью не более *HV* 207—217 для углеродистых сталей, *HV* 241—255 для легированных сталей и *HV* 255—285 для быстрорежущих сталей. Схемы отжига с непрерывным охлаждением и изотермического приведены на рис. 184.

Температура нагрева и время выдержки назначаются из условия получения аустенита с сохранением части избыточных карбидов нерастворенными. Для равномерного прогрева больших садок скорость нагрева ограничивают $\leq 100^\circ\text{C}/\text{ч}$ для углеродистых и легированных сталей, $\leq 50^\circ\text{C}/\text{ч}$ для быстрорежущих сталей. Время выдержки составляет 2—3 ч.

Режим охлаждения назначают таким образом, чтобы обеспечить завершение распада переохлажденного аустенита при температурах не ниже 550—660 °C с получением феррито-карбидной смеси требуемой дисперсности.

При изотермическом отжиге скорость охлаждения до температуры изотермической выдержки не регламентируют, охлаждение проводят обычно в выключенной печи (с закрытыми дверцами).

Ввиду замедления диффузионных процессов фазовых превращений в легированных (особенно в быстрорежущих) сталях по сравнению с углеродистыми сталями температуру и время нагрева при аустенитизации и распаде аустенита назначают несколько выше. Ориентировочные режимы отжига инструментальных сталей приведены в табл. 47, 48.

С целью экономии электроэнергии и топлива целесообразно выполнять отжиг с использованием ковочного или сварочного тепла. Если необходимо исправление крупнозернистости перегретой стали, то обязательным является подстуживание горячих заготовок до 600—700 °C, с тем чтобы прошел распад аустенита,

Т а б л и ц а 47. Режимы отжига с непрерывным охлаждением

№ пп.	Этапы	Тип инструментальной стали	t , °C	Время выдержки, скорость охлаждения
1	Нагрев (аустени- зация)	Углеродистые (У12А, У13А) Легированные (ХВГ) Легированные кремни- стые (9ХС, ХВСГ) Быстрорежущие	760—780 770—790 790—810 850—870	1—2 ч 1—3 ч 1—2 ч 2—3 ч
2	Медленное охлажде- ние (для распада аустенита)	Углеродистые Легированные Быстрорежущие	≤ 500 ≤ 500 ≤ 500	50 °C/ч 50 °C/ч 30 °C/ч
3	Окончательное охла- ждение	Все стали	$< 18-20$	На воздухе

П р и м е ч а н и е. Номера этапов в таблице и на рис. 184, а (по оси ординат) одинаковы.

после чего заготовки помещают в печь для отжига с повторной фазовой перекристаллизацией (рис. 185, а).

Если нагрев при горячей деформации или сварке проводили при относительно низких температурах и коротких выдержках (индукционный или контактный электронагрев, сварка трением),

Т а б л и ц а 48. Режимы изотермического отжига инструментальных сталей

№ пп.	Этапы	Тип инструмен- тальной стали	t , °C	Время выдержки, скорость охлаждения
1	Нагрев (аустенилиза- ция)	Углеродистые Легированные Легированные кремнистые Быстрорежущие	760—780 770—790 790—810 850—870	1—2 ч 1—2 ч 1—2 ч 2—3 ч
2	Подстуживание до тем- пературы изотермиче- ской выдержки	Все стали	—	С печью
3	Изотермическая вы- держка	Углеродистые Легированные Быстрорежущие	680—700 700—720 730—750	1—2 ч 3—4 ч 4—6 ч
4	Замедленное охлажде- ние	Углеродистые Легированные Быстрорежущие	≤ 500 ≤ 500 < 500	50 °C/ч 50 °C/ч 30 °C/ч
5	Окончательное охла- ждение	Все стали	$< 18-20$	На воздухе

П р и м е ч а н и е. Номера этапов в таблице и на рис. 184, б (по оси ординат) одинаковы.

при которых не произошла гомогенизация аустенита и недопустимый рост зерна, то повторная перекристаллизация необязательна и достаточно применить лишь контролируемое замедленное охлаждение или изотермическую выдержку таким же образом, как и при обычном отжиге (рис. 185, б).

При повышенных требованиях к чистоте поверхности после обработки резанием для получения однородного, хорошо сфероидизированного среднезернистого перлита используют цикли-

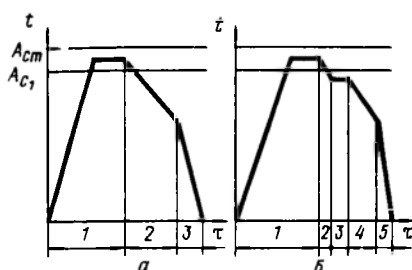


Рис. 184. Схемы режимов отжига инструментальных сталей:
а — с непрерывным охлаждением; б — изотермического

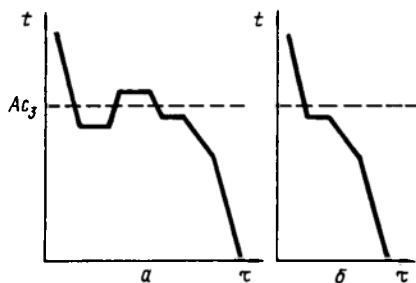


Рис. 185. Схемы режимов изотермического отжига с использованием остаточного тепла после ковки, сварки, штамповки:
а — отжиг с повторной фазовой перекристаллизацией; б — отжиг без повторного нагрева

ческий отжиг (рис. 186), включающий 3—8 циклов нагрева (примерно до 750 °С для углеродистых и легированных сталей, и до 850 °С для быстрорежущих сталей) и охлаждения до 680—710 °С. Время выдержки в каждом цикле при нагреве и охлаждении составляет 0,5—1 ч для углеродистых и 0,2—0,5 ч для быстрорежущих сталей.

Для небольших заготовок из быстрорежущих сталей ускорение отжига может быть достигнуто за счет сокращения времени выдержки в каждом цикле при одновременном повышении температуры нагрева и снижении температуры охлаждения на 20—40 °С.

Высокий отпуск проводят при необходимости обеспечить правку инструментов из быстрорежущей стали, изготовленных горячей пластической деформацией (например, секторной прокаткой). Отпуск осуществляют путем нагрева в соляной ванне до 760—780 °С в течение 15—30 мин и охлаждения на воздухе. Твердость снижается примерно до *HV* 300, что затрудняет последующую механическую обработку.

Рекристаллизационный отжиг. Применяют для устранения наклепа, снижения твердости и снятия внутренних напряжений

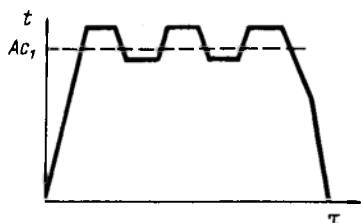


Рис. 186. Схема циклического отжига

после холодной механической обработки. Основной целью является снижение деформации при закалке, что особенно важно при изготовлении длинномерного инструмента сложной формы. Отжиг заключается в медленном нагреве до 600—700 °С, выдержке 1—2 ч и охлаждении с печью (реже на воздухе).

Нормализация и улучшение. Присутствие в структуре заготовок из углеродистых и легированных сталей остатков цементитной сетки и участков пластинчатого перлита ухудшает обрабатываемость резанием и чистоту поверхности. Для исправления структуры используют нормализацию с нагревом до температуры 880—900 °С для углеродистых и 860—880 °С для легированных сталей. При чрезмерно высокой твердости заготовок, затрудняющей их обработку, дополнительно проводят высокий отпуск при 600—650 °С.

Более полное устранение цементитной сетки, равномерная твердость и пониженная деформируемость инструмента достигаются улучшением с повышенной температурой закалки на 20—30 °С по сравнению с обычной закалкой, либо закалкой с последующим сфероидизирующим отжигом для лучшей коагуляции карбидов.

Нормализации или улучшению подвергают заготовки из углеродистых и легированных сталей для инструмента сложной конфигурации, а также резьбовой инструмент (метчики, плашки) после черновой механической обработки.

Карбидный отпуск. Применяют для быстрорежущей стали с целью улучшения ее обрабатываемости пластической деформации и устранения растрескивания при холодной вырубке тонких заготовок (дисковых фрез, мелких метчиков). При отпуске сталь нагревают до 720—760 °С с выдержкой 1—1,5 ч, при этом часть мелких карбидов растворяется. Последующее быстрое охлаждение (в масле или в воде) фиксирует это состояние, что повышает пластичность стали и несколько снижает предел текучести.

Оборудование для отжига. В зависимости от масштаба и номенклатуры производства используют различное термическое оборудование. При индивидуальном и мелкосерийном производстве предварительную обработку выполняют обычно в камерных или шахтных электропечах, либо в других механизированных печах периодического действия (например, с выдвижным подом). Для осуществления контролируемого охлаждения или изотермической выдержки предпочтительно использовать печи с программным регулированием температуры. В массовом производстве для отжига чаще применяют печи непрерывного действия (конвейерные или толкательные).

Так как стали для режущего инструмента являются высокоуглеродистыми и весьма склонными к обезуглероживанию и окислению при нагреве необходимо принимать меры по защите поверхности заготовок.

Отжиг заготовок следует проводить в защитной атмосфере или в контейнерах (коробках) с засыпкой защитными смесями. Заготовки из углеродистых и легированных инструментальных сталей засыпают отработанным карбюризатором или смесью древесного угля (85 %) и кальцинированной соды (10—15 %). Чистый древесный уголь не применяют во избежание науглероживания.

Указанные материалы непригодны для отжига быстрорежущей стали, так как в карбюризаторе (даже отработанном) происходит поверхностное науглероживание тонких режущих кромок, приводящее к их оплавлению при последующем нагреве под закалку. Поэтому используют менее активную среду с меньшей науглероживающей способностью — смесь свежей (50 %) и отработанной чугунной стружки (50 %).

Отжиг в защитной атмосфере производительнее, так как заготовки нагревают в открытом виде и не нужно прогревать контейнеры с упаковкой.

Без защитной атмосферы в открытом виде можно отжигать только заготовки с достаточным припуском на последующую механическую обработку.

Для ориентировочной оценки времени нагрева при посадке заготовок в открытом виде в предварительно прогретые печи периодического или непрерывного действия используют следующие нормы: для углеродистых сталей 1 мин/мм толщины нагреваемого слоя заготовок, соответственно для легированных сталей 1,5 мин/мм, для быстрорежущих 2 мин/мм. Время выдержки после прогрева обычно составляет при отжиге 1—2 ч для углеродистых и легированных и 2—3 ч для быстрорежущих сталей. Общая длительность процесса отжига заготовок из углеродистых и легированных сталей достигает 14—18 ч, из быстрорежущих сталей 18—24 ч. При циклическом отжиге это время резко сокращается (до 2—6 ч).

5. Закалка инструмента

Для формирования окончательных свойств, определяющих рабочую стойкость, режущий инструмент из углеродистой, легированной и быстрорежущей стали подвергают закалке с отпуском. Эта обработка обеспечивает заданную высокую твердость, износостойкость, теплостойкость и прочность инструмента в целом или его режущей части.

Наилучшие свойства достигаются, если структура стали после закалки и отпуска состоит из весьма мелкоигольчатого мартенсита с равномерными избыточными карбидами и по возможности меньшим количеством остаточного аустенита.

Температура нагрева под закалку. Нагрев должен обеспечить аустенитизацию стали с достаточным насыщением твердого раствора углеродом и легирующими элементами при сохранении мелкозернистого строения аустенита. Влияние температуры за-

калки на твердость и структуру некоторых инструментальных сталей представлено на рис. 187, 188.

Недогрев углеродистой и легированной стали приводит к пониженной твердости, ухудшая износостойкость и режущие свойства инструмента. Недогрев быстрорежущей стали, не влияя существенно на твердость после закалки, резко снижает ее теплоустойчивость, что проявляется уже в понижении твердости стали при отпуске.

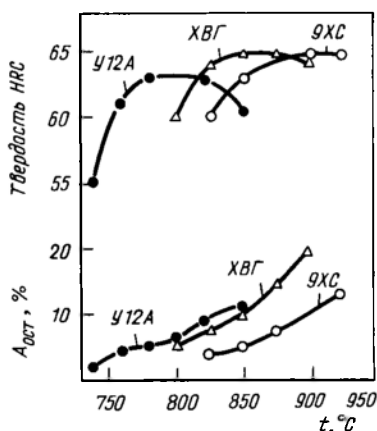


Рис. 187. Твердость HRC и количество остаточного аустенита $A_{ост}$ в структуре углеродистых и легированных сталей в зависимости от температуры закалки

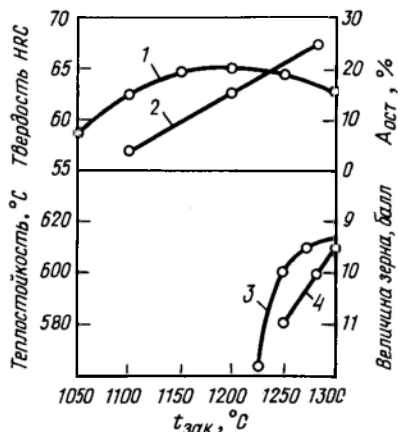


Рис. 188. Твердость (1), количество остаточного аустенита (2), теплоустойчивость после нагрева, сохраняющего твердость HRC 60 (3) и величина зерна (4) стали Р18 в зависимости от температуры закалки

Перегрев выявляется по величине аустенитного зерна после закалки, которое для большинства инструментов должно быть в пределах 10—12 баллов по ГОСТ 5639—82. Рост зерна крупнее 10-го балла вызывает снижение вязкости и прочности стали и поэтому для большинства инструментов недопустим. При работе без динамических нагрузок для получения большей теплоустойчивости стали зерно аустенита может быть немного крупнее (9 балл), наоборот, при работе инструмента с повышенными ударными нагрузками предпочтительнее еще более мелкое зерно (с баллом >12).

Для инструментов из инструментальной углеродистой и легированной стали проводят неполную закалку с нагревом до температур на 50—80 °C выше $A_{с1}$. Нерастворенные при нагреве частицы цементита или карбидов предотвращают рост аустенитного зерна и повышают износостойкость стали.

Теплоустойчивость быстрорежущей стали обеспечивается закалкой с температур, близких к температурам ее плавления, при которых растворяются вторичные карбиды и твердый раствор насыщается легирующими элементами. Однако даже при столь высоком нагреве часть карбидов (в основном Me_6C с высокой

Т а б л и ц а 49. Температура нагрева под закалку инструментальных сталей

Марка стали	$t, ^\circ\text{C}$	Твер- дость после закалки HRC	Марка стали	$t, ^\circ\text{C}$	Твер- дость после закалки HRC
<i>Углеродистые</i>			<i>Быстрорежущие</i>		
У8А, У9А	760—770 *1	63—65	P18	1270—1290	62—65
	780—790 *2	60—62	P12	1240—1260	62—65
У10А, У13А	770—790 *1	63—65	P6AM5 (P6M5)	1200—1300	62—65
	790—810 *2	61—63	P14Ф4	1240—1260	63—66
			P9K5, P9K10	1210—1235	63—66
<i>Легированные</i>			P9M4K8	1215—1235	63—66
11ХФ, 13Х	800—820	63—65	P8M3K6C	1200—1220	63—66
ХВГ	830—850	63—66	P9M5K5	1200—1230	63—66
ХВСГ	850—870	63—64	P0M4Ф	1140—1180	60—62
9ХС	860—880	63—64	6Х6ВЗМФС	1050—1075	60—62

*1 При охлаждении в воде и водных растворах.

*2 При охлаждении в масле и горячих средах.

концентрацией вольфрама) остается нерастворенной и сохраняет мелкозернистость аустенита.

Температуры нагрева под закалку некоторых сталей приведены в табл. 49. Для большинства сталей (особенно быстрорежущих) интервал температур закалки весьма узок (15—20 °С), что предопределяет повышенные требования к оборудованию для нагрева и управлению тепловыми режимами его работы. Стали с повышенным содержанием вольфрама нагревают до более высоких температур. Быстрорежущие стали с молибденом более чувствительны к перегреву, в связи с чем температура их нагрева под закалку ниже и интервал закалочных температур наиболее узок. Учитывая, что фактическое структурное состояние быстрорежущей стали после аустенитизации зависит от целого ряда факторов (плавочных особенностей, фактического фазового состава, исходной структуры и др.), целесообразно температуру закалки для достижения требуемой величины зерна выбирать поплавно по результатам технологической пробы.

При этом температуру нагрева несколько корректируют в зависимости от назначения и типа инструмента. Для инструментов простой формы (резцы, крупные сверла), работающих при повышенных скоростях резания, но без динамических нагрузок, используют более высокие температуры нагрева. Для инструментов с тонкой рабочей кромкой или работающих при больших динамических нагрузках температуру понижают примерно на 10 °С для сохранения более мелкого зерна. Пониженные температуры применяют также для очень крупных инструментов (диаметром >75—80 мм) с повышенной карбидной неоднородностью.

Технология нагрева. Предотвращение окисления и обезуглероживания. Инструментальные стали весьма склонны к окислению и обезуглероживанию при нагреве. Обезуглероживание уменьшает твердость закаленной и отпущенной стали и ухудшает стойкость инструментов. Оно также способствует образованию трещин при закалке и усиливает налипание обрабатываемого материала на поверхность инструментов. Склонность к образованию трещин связана с наличием в обезуглероженном слое низкоуглеродистого мартенсита с меньшим удельным объемом, что создает растягивающие напряжения в поверхностном слое. Обезуглероживание наблюдается уже при 800—850 °С (нагрев на воздухе) и зависит от температуры и длительности нагрева, а также от состава стали. Кремний, молибден и кобальт усиливают обезуглероживание.

Окисление наступает при более низких температурах (выше 525 °С) и зависит от состава твердого раствора (главным образом от содержания в нем хрома) и от природы карбидной фазы. Окисление границ зерен снижает износостойкость и усиливает выкрашивание рабочей кромки инструмента.

Нагрев инструментов небольших размеров выполняют в электродных, тигельных или индукционных ваннах с расплавами солей, крупных — в печах.

Широкое распространение нагрева в расплавах солей связано с рядом его преимуществ: высокой интенсивностью и равномерностью нагрева; возможностью осуществления местного нагрева (при необходимости закалки только рабочей части с сохранением пониженной твердости на крепежной части инструмента); отсутствием окисления и обезуглероживания; возможностью строго вертикального размещения осевых инструментов в ваннах, предотвращающего искривление при нагреве; сохранением на поверхности инструмента тонкой пленки застывшей соли, защищающей его от окисления при переносе в закалочную среду.

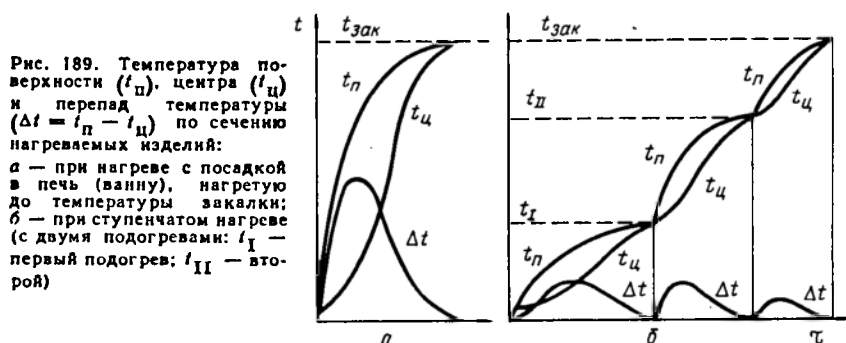
Ввиду высокой интенсивности нагрева в расплавленных солях и малой теплопроводности высоколегированных сталей (особенно быстрорежущих) возникает большой перепад температур по сечению нагреваемых изделий, вызывающий высокие напряжения и как следствие — опасность образования трещин и деформации инструментов при нагреве.

Для предотвращения этого повышают равномерность прогрева по сечению инструмента, используя ступенчатый нагрев, т. е. нагрев с предварительными подогревами при температурах ниже требуемой температуры закалки (рис. 189). Продолжительность выдержки при прогревах должна обеспечить выравнивание температуры по сечению инструмента. Температуру и количество подогревов назначают в зависимости от состава стали, размеров и сложности формы инструмента, а также с учетом технологических соображений. Рекомендуется назначать повышенные температуры подогрева (на 100—150 °С ниже температуры закалки). Это позволяет уменьшить выдержку при окончательном нагреве,

что целесообразно для предотвращения роста зерна и обезуглеживания, и устраняет значительное подстуживание ванны окончательного нагрева при загрузке очередной садки металла.

Для инструмента из углеродистой и легированной стали в основном применяют одноступенчатый подогрев, для быстрорежущей стали чаще используют двух- и трехступенчатый подогрев.

Первый подогрев проводят при 200—500 °С в воздушных электрических или газовых печах. При этом наряду с подогревом происходит сушка инструментов от влаги, что обеспечивает безопасность работы при последующем погружении садки в расплавы солей.



Второй подогрев инструмента из быстрорежущей стали проводят при 840—860 °С либо при 1050—1100 °С. Более высокий подогрев чаще применяют при обработке на автоматизированном оборудовании с использованием многоместных приспособлений, так как это позволяет использовать в ванне ту же соль, что и для окончательного нагрева и предотвратить попадание более легкоплавкой и интенсивно испаряющейся соли NaCl в ванну окончательного нагрева. Интенсивное испарение NaCl и дымообразование над зеркалом ванны затрудняет измерение температуры радиационными пирометрами в высокотемпературной ванне окончательного нагрева.

Составы солей устанавливают с учетом температуры их плавления и испарения. Обычно интервал рабочих температур выбирают на 50—100 °С выше температуры плавления солей, чтобы обеспечить достаточную их жидкотекучесть, определяющую однородность нагрева и более полное стекание соли с инструментов при их удалении из ванны. Максимальная температура использования солей должна быть ниже температуры их интенсивного испарения, которое приводит к быстрому выносу соли из ванны и в связи с обильным дымообразованием затрудняет измерение температуры ванн радиационными пирометрами.

К расплавленным солям предъявляют еще ряд требований: они должны быть достаточно инертными по отношению к поверх-

ности нагреваемых изделий, материалам кладки, электродам и тиглям; неядовитыми; должны обладать хорошей тепло- и электропроводностью (для электродных ванн) и быть достаточно стабильными при взаимодействии с атмосферой и при пропускании электрического тока; быть растворимыми в воде и легко удаляться последующей промывкой. Указанным требованиям в достаточной степени отвечают хлористые соли щелочных и щелочно-земельных элементов (NaCl , KCl , BaCl_2) и их смеси. Интервалы рабочих температур для каждого состава не превышают обычно 200—400 °С, поэтому для значительно отличающихся температур нагрева применяют разные соли. Составы некоторых нагревательных сред и температуры их применения приведены в табл. 50.

Т а б л и ц а 50. Составы сред для нагрева инструментов под закалку

№ пп.	Состав, %			Температура, °С	
	NaCl	BaCl_2	KCl	плавления	работы
1	22	78	—	635	700—950
2	44	—	56	655	700—900
3	—	100	—	960	1020—1300

Расплавленные соли в течение нескольких часов работы взаимодействуют с воздухом и поверхностью инструментов, насыщаются кислородом и кислородсодержащими газами, окислами железа, бария и других элементов и в результате приобретают обезуглероживающее действие. Возрастанию обезуглероживающей активности способствует преобладание в составе ванн NaCl и KCl , а также

примесей углекислых солей (Na_2CO_3 , BaCO_3), поэтому следует избегать их попадания в высокотемпературные ванны.

Обезуглероживающую активность ванн контролируют различными методами. Наиболее простым и универсальным является метод фольги. В контролируемой ванне нагревается тонкая (0,08—0,12 мм) лента из высокоуглеродистой стали (У13, 13Х) в течение 1 мин для высокотемпературных (1000—1300 °С) или 10 мин — для среднетемпературных (700—950 °С) ванн. После заковки в воде определяют содержание углерода в ленте химическим анализом или измерением термоэ. В качестве характеристик обезуглероживающей активности используют конечное содержание углерода (C_k) в ленте и предложенный Е. А. Смольниковым коэффициент обезуглероживающей активности (K_a): $K_a = (C_n - C_k)/C_n$, где C_n — исходное содержание углерода в ленте.

Уменьшению обезуглероживающей активности ванн способствует использование достаточно чистых хлористых солей (без примесей серно- и углекислых солей), предварительное прокаливание исходных солей при температуре не ниже 600 °С для удаления влаги, очистка закалочных приспособлений от селитры и щелочей.

Основным средством предотвращения обезуглероживания является периодическое раскисление (ректификация) ванн. Раскислители периодически добавляют в работающие ванны, либо

вводят непосредственно в состав первоначально заправляемых и добавляемых в процессе работы солей, либо используют оба способа. Длительность действия отдельных ректификаторов различна и через определенные промежутки времени раскисление следует повторять.

До недавнего времени в качестве ректификаторов использовали в основном вещества, восстанавливающие окислы железа, бария и др. и связывающие кислород в окислы, удаляющиеся из зоны реакции в атмосферу (легкие окислы) либо оседающие на дно ванны (тяжелые окислы) и удаляемые чисткой. К таким веществам относятся древесный уголь, кокс, графит, карбид кремния, ферросилиций и т. д. Недостатком этих ректификаторов является непродолжительность (2—4 ч) и локальность действия, в связи с чем их применяют в размельченном состоянии для увеличения площади контакта ректификатора с расплавом.

Широко распространены твердые ректификаторы (соли щелочных и щелочноземельных металлов), связывающие окислы железа и бария в комплексные соединения, осаждающиеся в виде шлама на дно ванны. К ним относятся бура, борная кислота, желтая кровяная соль, фториды натрия и калия, фтористые соли магния и кальция и др. Продолжительность их действия 4—8 ч.

Среднетемпературные ванны раскисляют добавками буры в количестве 4—5 % от массы соли. Количество ректификаторов для высокотемпературных ванн составляет для фтористого магния 2—5 %, для ферросилиция 1—2 %, для буры 0,5—1 % от массы смеси.

В последнее время эффективно используют комплексные ректификаторы на основе MgF_2 с добавками B_2O_3 , В, SiC и др. При этом MgF_2 очищает расплав от окислов железа и бария, а B_2O_3 , В, SiC — от растворенного в соли кислорода. Благодаря этому резко возрастает время образования окислов железа и бария и повышается стойкость электродов и футеровки ванны.

Для интенсивно эксплуатируемых высокотемпературных ванн рекомендуется вводить ректификаторы не отдельно, а в составе заранее приготовленных смесей с хлористым барием, используемых при запуске ванны и при добавке солей по мере понижения уровня расплава в эксплуатации (1—2 раза в смену). Составы рекомендуемых смесей, содержащих комплексные раскислители, и порядок пуска в эксплуатацию высоко- и среднетемпературных ванн с этими смесями описан в работах Е. А. Смольникова.

Для очень тонких инструментов (диаметром или толщиной менее 1 мм) защита поверхности и предохранение от оплавления рабочих кромок в солях вызывает большие трудности, в связи с чем их рекомендуется нагревать под закалку в нейтральных газах или в вакууме, а также в солях с предварительной упаковкой в контейнеры с Al_2O_3 .

Крупные инструменты нагревают в печах с защитной атмосферой, а при ее отсутствии можно использовать упаковку в тех же

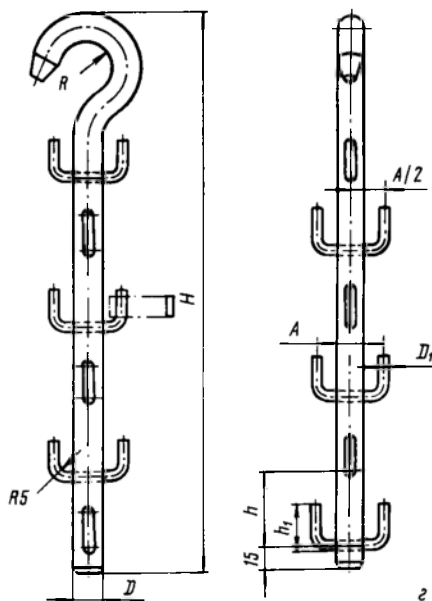
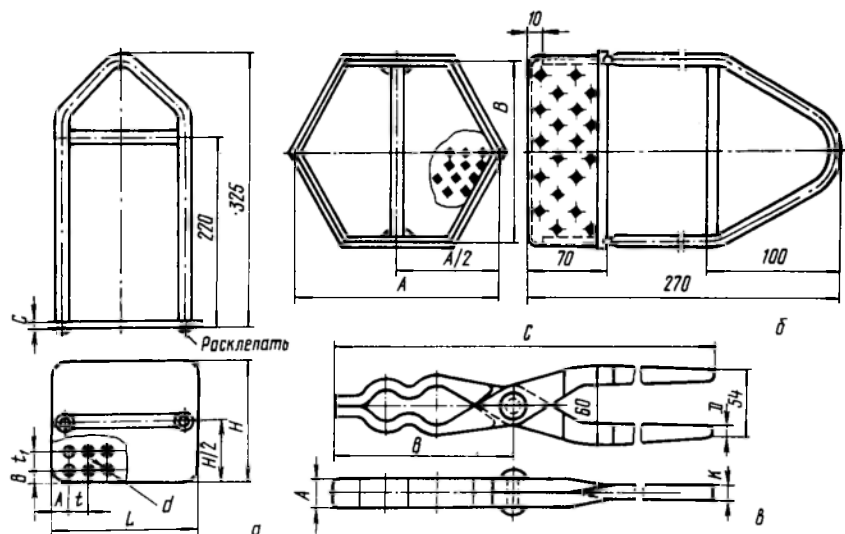


Рис. 190. Приспособления для закалики инструментов при нагреве в соляных ваннах:

а — подвески для закалики метчиков и инструмента с коническим хвостовиком ($d = 7+43$ мм; $A = 15+40$ мм; $B = 16+30$ мм; $t = 6+1$ мм; $t_1 = 5+1$ мм; $C = 3,5$ мм; $H = 130$ мм; $L = 150$ мм); б — корзинка для закалики мелкого инструмента в соляных ваннах ($A = 180-200$ мм; $B = 156-173$ мм); в — клещи с гофрированными губками ($A = 16-20$ мм; $B = 135-145$ мм; $C = 800-1200$ мм; $D = 15-17$ мм; $K = 7-9$ мм); г — подвески для закалики круглых плашек ($H = 340-370$ мм; $A = 30-40$ мм; $D = 12-14$ мм; $h = 35-40$ мм; $h_1 = 20-30$ мм; $D_1 = 4-6$ мм; $R = 12-15$ мм)

смесях, что и при выполнении отжига (см. п. 4 данной главы).

Инструменты, поступающие на закалку, должны быть сухими и чистыми, без остатков соли, масла, ржавчины. Состояние поверхности и механические повреждения (забоины, деформация) оценивают визуальным осмотром или с использованием измерительных инструментов.

Для нагрева в печах инструмент следует укладывать на ровный под или подставки, предотвращающие прогиб под действием собственной массы.

При нагреве в соляных ваннах используют нормализованные приспособления (подвески, корзины, клещи и т. д.), некоторые из них приведены на рис. 190. Конструкция приспособлений должна обеспечить вертикальное расположение инструментов в ванне, предотвращающее их искривление при нагреве и последующем закалочном охлаждении.

Определение времени нагрева под закалку

Особенностью нагрева под закалку инструментальных сталей является необходимость строгого контроля не только температуры, но и времени нагрева. В этих сталях из-за высокого содержания углерода и легирующих элементов процессы растворения карбидов и рост аустенитного зерна не завершаются к моменту достижения температуры заковки, а продолжают при выдержке, хотя и с меньшей интенсивностью. Излишне длительная выдержка может привести к росту зерна сверх допустимых пределов. На рис. 191 показано влияние продолжительности и температуры нагрева на размер аустенитного зерна в быстрорежущей стали.

Продолжительность нагрева определяется размерами инструмента, нагревающей средой и температурой нагрева. В табл. 51 приведены ориентировочные нормы выдержки при нагреве на 1 мм диаметра или толщины инструментов из быстрорежущей стали. Для инструментов из углеродистой стали нормы выдержки на 15—20 % меньше приведенных в таблице.

Т а б л и ц а 51. Нормы выдержки на 1 мм диаметра (толщины) при нагреве инструментов диаметром (толщиной) 3—75 мм из быстрорежущей стали

Нагревательное оборудование	Выдержка (с/мм) при нагреве до температур, °С		
	750—900	950—1100	1250—1300
Соляная ванна	25—30	12—15	8—10
Пламенная печь	—	20—25	10—12
Электрическая печь	70—90	—	—

П р и м е ч а н и я: 1. Для печей приведены нормы выдержки при посадке в предварительно нагретую печь. 2. Для высокотемпературных ванн указано время выдержки для условий предварительного подогрева.

Более точно длительность нагрева в соляных ваннах может быть рассчитана по нижеприведенной методике, предложенной Е. А. Смольниковым.

Общее время нагрева инструментов под закалку ($\tau_{обш}$) складывается из времени сквозного прогрева ($\tau_{с.п}$) и времени изотермической выдержки ($\tau_{и.в}$), необходимой для достаточной полноты растворения карбидов и насыщения твердого раствора углеродом и легирующими элементами.

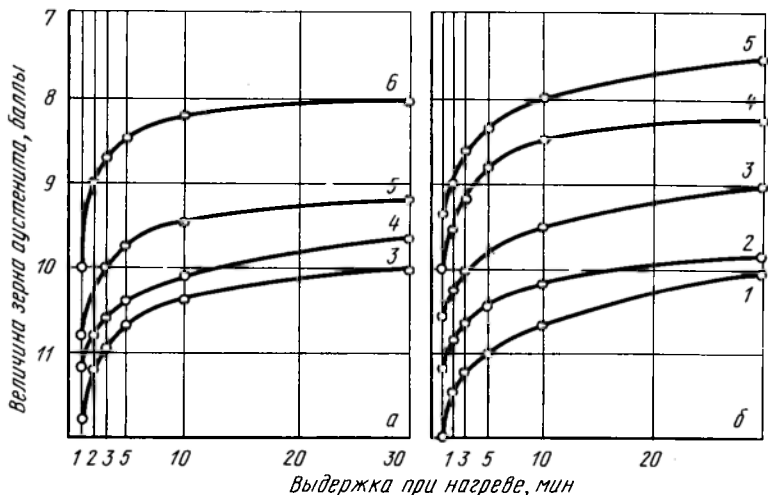


Рис. 191. Влияние температуры и продолжительности нагрева на размер аустенитного зерна в быстрорежущих сталях P18 (а) и P9 (б):
1 — 1200 °С; 2 — 1220; 3 — 1240; 4 — 1260; 5 — 1280; 6 — 1300

Время прогрева подсчитывают как произведение удельного времени прогрева на коэффициенты, учитывающие влияние формы инструментов: $\tau_{с.п} = K_1 \cdot (V/F) \cdot K_\phi \cdot K_n$, где K_1 — коэффициент, характеризующий удельное время прогрева, мин/см; для среднетемпературного нагрева предварительно подогретых до 400—500 °С инструментов $K_1 = 12,5 - 0,025 (t_n - 800)$, для высокотемпературного нагрева $K_1 = 8 - 0,013 (t_n - 1000)$, где t_n — температура нагрева, °С; V/F — отношение объема к тепловоспринимающей поверхности образцов простой формы, равновеликих по габаритным размерам инструменту. Для сплошного цилиндра $V/F = (D \cdot H)/(4H + 2D)$, для полого цилиндра $[(D - d) \cdot H]/[4H + 2(D - d)]$; K_ϕ — критерий формы, учитывающий влияние теплопередачи через различные поверхности гладких тел при всестороннем нагреве. Для длинного сплошного цилиндра $K_\phi = 1 + 0,2 (D/H)$, для короткого $1 + 0,2 (H/D)$, для колец $1 + 0,2 (H/D - d)$, где H — высота, D и d — соответственно наружный и внутренний диаметр нагреваемого тела; K_n — коэффициент конфигурации инструмента, учитывающий изрезанность канавками фасонной рабочей части инструмента. Для

гладких инструментов без канавок $K_n = 1$; для напильников 0,9; цилиндрических фрез 0,75; круглых плашек 0,45.

Для длинномерных изделий с отношением длины к диаметру (толщине) больше 5 : 1 время прогрева определяют по выражению: $\tau_{с.п.} = nD$, где D — фактический размер инструмента; n — коэффициент, учитывающий удельное время прогрева и форму длинномерных изделий (с/мм). При нагреве в расплаве $BaCl_2$ с температурой 1240—1265 °С $n = 7,2$ —6,5 для сплошных цилиндров; 3,2—3,0 для спиральных сверл и 3,8—3,5 для метчиков.

Приведенные ранее расчеты справедливы для условий свободного омывания инструмента нагревающей средой. При нагреве в приспособлениях, погружаемых в расплав солей вместе с изделиями, расчетное время прогрева увеличивается на 20—30 %.

При подогреве инструмента до 1050 °С (на автоматических агрегатах, в поточных линиях) расчетное время окончательного сквозного прогрева принимают равным (0,7—0,8) $\tau_{с.п.}$, определяемого по вышеприведенной методике для подогрева до 860—880 °С.

Время выдержки после прогрева ($\tau_{н.в.}$) определяют в зависимости от состава сталей по формулам: $\tau_{н.в.} = 1 + 0,6 Cг + 0,4 W + 3 V$ (для инструментальных углеродистых и легированных сталей), $\tau_{н.в.} = 0,08 W + 0,2 V + 0,15 Mo$ (для быстрорежущих сталей), где $Cг$, W , V , Mo — содержание этих элементов, %.

Рассчитанное таким образом время выдержки для инструментальных углеродистых и легированных сталей, нагреваемых для закалки до 800—870 °С, составляет 1—2 мин; для быстрорежущих сталей, нагреваемых до 1220—1275 °С, — 1,7—2 мин.

В ряде случаев выдержка может несколько изменяться по сравнению с расчетной. Так, если требуется повышенная теплоустойчивость инструмента для сталей с высоким содержанием ванадия, выдержка должна быть более длительной (до 1,5 раз).

Отношение времени первого и второго подогрева ко времени окончательного нагрева принимают равным 3 : 1 и 2 : 1, соответственно. Время подогрева до 1050—1100 °С принимается равным времени окончательного нагрева.

Охлаждение при закалке должно быть достаточно быстрым, чтобы предотвратить обеднение углеродом и распад аустенита и обеспечить получение мартенситной структуры при минимальной деформации инструментов и отсутствии трещин. В связи с различной устойчивостью аустенита в инструментальных сталях разного состава используют различные охлаждающие среды и способы охлаждения. Рассмотрим их.

Инструменты из углеродистых сталей с малой устойчивостью аустенита в перлитной области и соответственно высокими критическими скоростями охлаждения при закалке необходимо охлаждать в воде или 5—10 %-ных водных растворах солей ($NaCl$) или щелочей (KOH , $NaOH$). Лишь тонкий

инструмент можно охлаждать в масле, либо подвергать ступенчатой закалке в расплавах солей при 160—200 °С с последующим охлаждением на воздухе (инструмент диаметром 5—10 мм). При этом выдержку в горячей среде принимают равной выдержке при нагреве под закалку. Для весьма сложных или крупных инструментов с повышенной опасностью трещинообразования и деформации приходится использовать прерывистую закалку в двух средах (в воде до температуры M_n с переносом в масло или горячий расплав с температурой 160—200 °С, затем на воздухе).

Инструменты из легированных сталей можно охлаждать в масле, однако при этом возникают трудности с промывкой и обезжириванием поверхности инструментов, нагреваемых под закалку в соляных ваннах. Поэтому лучше использовать ступенчатую закалку с охлаждением в расплавах солей при 160—240 °С в течение времени, равного выдержке при окончательном нагреве, далее на воздухе.

Инструменты из быстрорежущей стали в основном подвергают ступенчатой закалке в горячих средах, реже в масле. Охлаждение в масле используют для длинномерного инструмента, подвергаемого правке в горячем состоянии. Для этого их горячими (300 °С) извлекают из масла и рихтуют, охлаждают на воздухе до комнатной температуры и немедленно подвергают отпуску.

Ю. А. Геллер отмечает, что устойчивость переохлажденного аустенита в большинстве быстрорежущих сталей мало зависит от их состава, что обусловлено почти одинаковым содержанием в них хрома (3,2—4,5 %). На рис. 192 приведена диаграмма изотермического превращения аустенита в стали Р18. Характерно, что устойчивость переохлажденного аустенита при температурах выше 625 °С невелика, выделение карбидов, предшествующее перлитному распаду, начинается уже при небольших выдержках. Снижение легированности аустенита существенно не влияет на твердость закаленной стали, но понижает ее теплостойкость и прочность. Для предупреждения этого необходимо быстрое охлаждение в верхней области, в связи с чем закалка быстрорежущей стали на воздухе нецелесообразна.

При температурах 625—400 °С аустенит очень устойчив, что позволяет осуществить ступенчатую закалку в широком диапазоне температур горячей среды.

В бейнитной области (400—200 °С) в связи с малой концентрацией углерода в аустените быстрорежущих сталей (0,3—0,5 %) устойчивость аустенита невелика. Короткая (10—20 мин) выдержка в этой области способствует стабилизации аустенита и сохранению повышенного его количества в структуре закаленной стали. Это проявляется и при замедленном охлаждении крупных инструментов. Присутствие в структуре небольшого количества бейнита и несколько повышенного количества остаточ-

ного аустенита допустимо, так как уменьшает деформацию инструмента и опасность образования трещин.

Изотермическая закалка в связи с большой длительностью полного распада аустенита на бейнит технологически трудно выполнима и для быстрорежущих сталей ее не используют.

Ступенчатая закалка по сравнению с закалкой в масле значительно снижает внутренние напряжения и уменьшает брак по трещинам и деформации.

Применяют три варианта ступенчатой закалки (рис. 193):

а) в средах с температурой 200—300 °С (см. рис. 193, кривая 1). Эта температура близка к температуре начала мартенситного превращения в быстрорежущих сталях (200—150 °С).

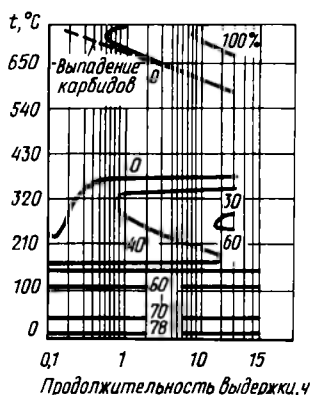


Рис. 192. Диаграмма изотермического превращения переохлажденного аустенита стали Р18 после нагрева при 1300 °С. Цифры указывают количество превратившегося аустенита

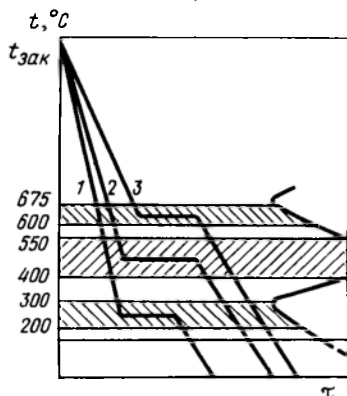


Рис. 193. Схема вариантов ступенчатой закалки быстрорежущей стали:

1 — в средах с температурой 200—300 °С;
2 — в средах с температурой 400—550 °С;
3 — высокоступенчатая закалка в средах с температурой 600—675 °С

В качестве охлаждающей среды наиболее часто применяют смесь KNO_3 (50 %) и NaNO_2 (50 %) с температурой плавления 145 °С. Продолжительная выдержка при этих температурах среды приводит к появлению в структуре бейнита.

Охлаждающая способность безводных расплавов солей и щелочей мало зависит от их состава и повышается с понижением температуры среды. Эта способность для низкотемпературных ванн (150—300 °С) может быть усилена добавлением воды (1—2 %). При этом возрастает однородность и скорость охлаждения изделий (в 2—4 раза) и появляется возможность закалки инструментов крупных сечений. Однако вода постепенно испаряется и для поддержания высокой интенсивности охлаждения в ванне воду следует систематически добавлять. Для предупреждения выплесков соли из ванны подача воды должна осуществляться на поверхность расплава с помощью специального устройства, приведенного на рис. 194. Струя воды из трубы 1 попадает на вра-

щающийся металлический диск 2 (рассекатель), разбивается на капли и равномерно орошает поверхность расплава, ограниченную коробкой 3, нижняя часть которой опущена в расплав на глубину 30—50 мм;

б) в средах с температурой 400—550 °С (см. рис. 193, кривая 2), что отвечает области наибольшей устойчивости переохлажденного аустенита и позволяет осуществлять длительную выдержку. При этом удастся предупредить выделение карбидов и избежать снижения теплостойкости и режущих свойств инструмента.

Используются смесь калиевой селитры с едким натром, наиболее часто смесь 70 % KNO_3 + 30 % NaOH (температура плавления 325 °С). Недостатком сред, содержащих селитру, является ее взрыво- и пожароопасность, а также активное взаимодействие с нагретым металлом, приводящее к окислению а иногда и к разъеданию поверхности обрабатываемых инструментов;

в) высокоступенчатую закалку в средах с температурой 600—675 °С (см. рис. 193, кривая 3). Столь высокая температура среды позволяет использовать нейтральные по отношению к металлу смеси хлористых солей (48—50 % BaCl_2 + 25—30 % KCl + 22—25 % NaCl), лишенные недостатков, свойственных селитрам.

При этом варианте необходимо, чтобы выдержка в среде была достаточна для охлаждения инструментов до температуры среды, но не приводила к выделению из аустенита карбидов. Показано, что для большинства быстрорежущих сталей допустима выдержка в течение 30—60 мин. Практически выдержка, необходимая для охлаждения большинства инструментов (диаметром до 65 мм) до температуры среды, не превышает 15 мин.

Высокоступенчатая закалка является весьма перспективным процессом, так как уменьшает деформацию и трещинообразование в инструментах, исключает разъедание их поверхности и облегчает последующую промывку, улучшает условия труда в связи с отсутствием в составе сред едких щелочей.

При всех вариантах ступенчатой закалки время выдержки в горячих охлаждающих средах принимают равным времени окончательного нагрева инструмента для закалки.

При использовании приспособлений их конструкция должна обеспечивать неплотную загрузку инструментов с целью свободного омывания их поверхности расплавами солей.

После окончания выдержки в горячей среде при ступенчатой закалке обязательным является охлаждение обрабатываемого инструмента на воздухе до комнатной температуры.

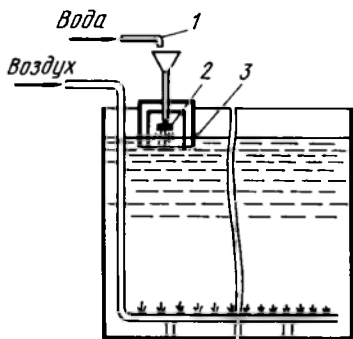


Рис. 194. Схема устройства для введения воды в расплав соли и щелочи

Оптимальная структура быстрорежущей стали после закалки: мартенсит (60—65 %), карбиды (5—20 %) и остаточный аустенит (13—30 %). Присутствие значительного количества остаточного аустенита связано с тем, что при комнатных температурах мартенситное превращение не заканчивается. Количество остаточного аустенита можно уменьшить до 5—8 % обработкой холодом (при —80 °С). Однако это сопровождается повышением напряжений, увеличением деформации и опасностью образования трещин. Поэтому, а также в связи с превращением остаточного аустенита при последующем отпуске, обработку холодом применяют весьма ограниченно, лишь для инструментов высокой точности (в основном измерительных).

6. Контроль процесса закалки и качества инструмента

При выполнении закалки контролируют все основные технологические параметры процесса: температуру печей или ванн для подогрева, окончательного нагрева, температуру охлаждающих сред, время на всех этапах технологического цикла, а также обезуглероживающую активность ванн. Необходимо также следить за своевременностью проверки пирометрических приборов, очисткой и раскислением высокотемпературных ванн и корректировкой составов ванн охлаждения.

Качество закалки инструмента выборочно контролируют по микроструктуре (для быстрорежущей стали по величине аустенитного зерна), твердости (HRC , HV) либо тарированным напильником, состоянию поверхности (визуальным осмотром на отсутствие разъедания и оплавления), деформации. Кроме того проверяют отсутствие трещин (магнитным, люминесцентным и др. методами дефектоскопии). Макроструктуру стали оценивают по излому. Излом должен быть ровный, матово-серый, мелкозернистый, фарфоровидный. Присутствие характерных блесков свидетельствует о нафталинистом (мраморном) изломе. При этом в структуре стали наблюдается значительная разнотернистость (отдельные крупные зерна), не влияющая на твердость и теплостойкость стали, но ухудшающая ее вязкость и стойкость инструмента в связи с выкрашиванием режущей кромки. Причинами образования нафталинистого излома служат недостаточная степень деформации при излишне высокой температуре окончанияковки заготовок (1050—1100 °С), либо выполнение повторной закалки без промежуточного отжига.

Объем контроля качества закалки инструмента устанавливают в зависимости от типа применяемого оборудования, надежности воспроизведения режимов обработки.

В единичном и мелкосерийном производстве при использовании универсальных печей или ванн необходимо контролировать представители от каждой садки одновременно обрабатываемого инструмента.

В крупносерийном производстве при использовании автоматизированных агрегатов или механизированных линий объем контроля меньше и его устанавливают применительно к конкретным условиям производства (обычно 2—3 раза в смену).

Очистку инструмента от масла и остатков солей осуществляют промывкой в водных растворах соды (10—15 % NaOH) с добавлением жидкого стекла Na_2SiO_3 или эмульгаторов ОП7, ОП10 (0,3 %) при температуре 70—90 °С в течение 5—10 мин. Промывка осуществляется в моечных машинах или ваннах с подогревом.

7. Отпуск инструментов

Инструменты из углеродистых и легированных сталей подвергают отпуску для снятия значительной части закалочных напряжений, повышения прочности и вязкости стали. Для сохранения высокой

твердости ($\geq \text{HRC } 60$) используют низкотемпературный отпуск (140—180 °С) в течение 1—2 ч. Отпуск при более высокой температуре (180—200 °С) в большей степени снижает напряжения и повышает прочность и вязкость стали (рис. 195), но в виду снижения твердости до $\text{HRC } 58$ его применяют редко.

Инструменты из быстрорежущей стали подвергают отпуску при 500—600 °С с целью возможно более полного уменьшения количества остаточного аустенита (желательно до 2—3 %), резко ухудшающего режущие свойства инструментов; отпуска мартенсита закалки и образовавшегося при превращении остаточного аустенита вторичного мартенсита, а также уменьшения закалочных внутренних напряжений. В результате отпуска

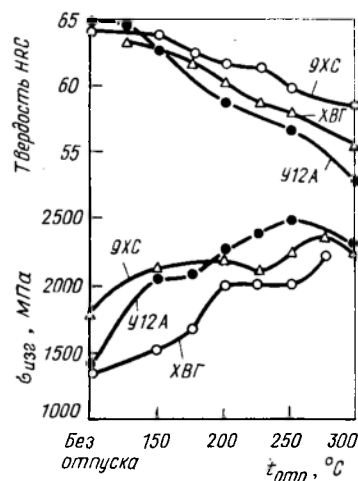


Рис. 195. Механические свойства углеродистых и легированных сталей в зависимости от температуры отпуска продолжительностью 1 ч

твердость стали не изменяется, либо немного возрастает в результате дисперсионного твердения мартенсита и распада остаточного аустенита. В микроструктуре отпущенной стали выявляются мартенсит и карбиды без заметных участков аустенита, границы зерен после обычного травления, как правило, не наблюдаются.

В процессе выдержки при отпуске из аустенита выделяется часть углерода и легирующих элементов, в результате повышается температура начала мартенситного превращения и при последующем охлаждении до комнатной температуры обедненный аустенит превращается в мартенсит.

Для практически полного распада остаточного аустенита необходимо повторять отпуск 2—4 раза в зависимости от состава стали,

однако наибольшее количество аустенита превращается уже при первом отпуске.

Обеднение аустенита при отпуске, являющееся термически активируемым процессом, зависит от температурно-временных условий. Так количество остаточного аустенита снижается почти одинаково при отпуске 550—560 °С в течение 40—60 мин и при отпуске 600—610 °С в течение 5—15 мин. Большая выдержка при высоких температурах приводит к коагуляции выделившихся карбидов и недопустимому снижению твердости.

Многократный отпуск повышает сопротивление пластической деформации (в результате превращения остаточного аустенита) и в то же время повышает вязкость и прочность быстрорежущей стали, что приводит к повышенной стойкости инструментов. Повышение прочности и вязкости связано с отпуском мартенсита. При каждом цикле отпуска снимаются напряжения в ранее образовавшемся мартенсите, но возникают новые за счет превращения дополнительных порций аустенита. Так как при каждом следующем отпуске количество превращающегося аустенита уменьшается, то и напряжения будут все меньше и меньше. Поэтому наибольшее повышение прочности и вязкости наблюдается в результате второго и третьего отпусков.

Для крупных инструментов, замедленное охлаждение сердцевины которых приводит к повышенному количеству остаточного аустенита из-за его стабилизации, появляется необходимость в четырехкратном отпуске.

После каждого отпуска инструменты охлаждают до комнатной температуры, чтобы обеспечить наиболее полное превращение остаточного аустенита. Охлаждение проводят на воздухе или сжатым воздухом. Охлаждение в воде или промывка в воде еще не остывших инструментов не допускается, так как столь интенсивное охлаждение может привести к трещинам.

Отпуск следует выполнять по возможности сразу после закалки. Это связано как с опасностью возникновения трещин, так и со стабилизацией остаточного аустенита при выдержке более 3—5 ч при комнатной температуре, в результате превращение аустенита при отпуске идет не столь интенсивно.

На рис. 196 показано изменение твердости и количества остаточного аустенита после одно-, двух- и трехкратного отпуска.

Для инструментов из вольфрамовых сталей P18, P9, P12 обычно применяют трехкратный отпуск при 560 °С с выдержкой при

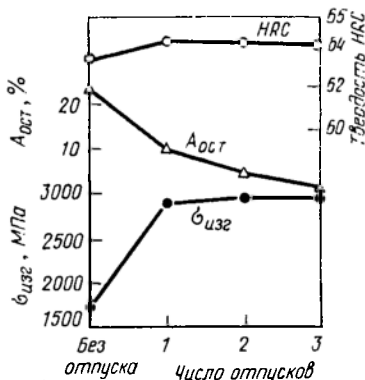


Рис. 196. Влияние числа отпусков при 560 °С (по 1 ч) на твердость, количество остаточного аустенита и прочность стали P18

каждом отпуске по одному часу. Для инструментов из вольфрамомолибденовых сталей чаще используют двухкратный отпуск при той же температуре. Для некоторых инструментов из быстрорежущих сталей с повышенным содержанием ванадия и кобальта количество отпусков увеличивают до четырех, выполняя их при температуре 570 °С.

В последние годы все большее распространение получает отпуск при более высокой температуре (до 630 °С). При этом во из-

Т а б л и ц а 52. Режимы отпуска инструментальных сталей

Марка стали	Температура отпуска, °С	Выдержка	Число отпусков	Твердость после отпуска, HRC (не менее)
<i>Углеродистые и легированные</i>				
У10А—У13А, 11ХФ, 13Х	140—200	1—2 ч	1	60
ХВГ, 9ХС, ХВСГ	140—200	1—2 ч	1	58
<i>Быстрорежущие</i>				
P18, P12, P9	560	1 ч	3	62
	580	30 мин	2	62
	600	10—15 мин	2	62
P6АМ5 (P6М5), P9М4К8, P9М5К5	560	1 ч	2—3	63
	580	20 мин	2	63
P9К5, P9К10	570	1 ч	3	63
	600	1 ч	2—3	62
P14Ф14	570	1 ч	3—4	63
	600	1 ч	2—3	62
	600	20 мин	3	63
	620	10 мин	3	63
P8МЗК6С	560—580	1 ч	3—4	64

бежание снижения твердости длительность отпуска сокращается, так если продолжительность выдержки при отпуске 560 °С составляет 1 ч, то при 580 °С это время должно быть 20 мин, соответственно при 600 °С — 10 мин, а при 630 °С — 5 мин.

Режимы отпуска инструментальных сталей приведены в табл. 52.

Отпуск рекомендуется выполнять в ваннах с расплавами калиевой селитры KNO_3 или в ее смесях со щелочами (15—30 % NaOH). Температурный интервал применения этих расплавов 350—560 °С. Для отпуска при более высоких температурах используют смеси хлористых солей, например 48 % BaCl_2 + 30 % KCl + 22 % NaCl с температурой применения 580—675 °С или смесь 50 % K_2CO_3 + 50 % NaCl , обладающие малой разъедающей способностью.

8. Очистка и антикоррозионная обработка инструмента

Для удаления окислов и остатков солей с поверхности термически обработанного инструмента используют различные методы: промывку, обезжиривание, химическую очистку, гидроочистку, дробеструйную обработку. В зависимости от типоразмера инструмента и технологии термической обработки эти методы можно применять как индивидуально, так и в различных сочетаниях.

Наиболее тщательная очистка поверхности достигается дробеструйной обработкой (дробь зернистостью 0,3—0,8 мм подается под давлением 50—60 МПа в течение 15—30 мин) с предшествующей вываркой в кипящей воде. Этот процесс находит все более широкое применение в инструментальной промышленности.

В индивидуальном и мелкосерийном производстве для удаления солей часто используют промывку в горячих (70—80 °C) растворах NaOH, масло удаляют обезжириванием в кипящих растворах (8—10 % NaOH) с добавками тринатрийфосфата Na_3PO_4 (1,5—2 %) и жидкого стекла Na_2SiO_3 (0,2—0,5 %).

Удаление окалина достигается травлением в подогретых (30—40 °C) растворах HCl (18—20 %) в течение 18—20 мин с последующей нейтрализацией в ваннах с горячими (60—70 °C) растворами кальцинированной соды Na_2CO_3 (2 %) (химическая очистка).

Для удаления окислов и травильного шлама используют гидропескоструйную обработку смесью воды и кварцевого песка или электрокорунда Al_2O_3 (400 г/л) в гидропескоструйных аппаратах (гидроочистка).

Для предохранения от коррозии после всех видов очистки проводят пассивирование инструмента в горячих (70—80 °C) водных растворах нитрита натрия (1—1,5 %) с добавками кальцинированной соды Na_2CO_3 . При необходимости длительного хранения инструмента дополнительно применяют антикоррозионную обработку (гальванические покрытия, оксидирование) и смазку.

9. Дефекты термической обработки. Предотвращение и устранение деформации при термической обработке

Форма и размеры значительной части инструмента (длиномерного, дискового и др.) определяют его высокую склонность к деформации при нагреве и охлаждении. Деформация может привести к невозможности использования инструмента по назначению. Поэтому на всех этапах технологического цикла изготовления необходимо применять меры по ограничению деформации. Эти мероприятия различны в зависимости от типоразмеров инструмента, марки стали, режимов нагрева и охлаждения при термической обработке.

Основным направлением в ограничении деформации инструмента должно быть ее максимально возможное предотвращение

в процессе изготовления и термической обработки. В общем случае для этого необходимо выполнять следующие условия.

1. Инструмент, склонный к деформации, перед закалкой целесообразно подвергать отжигу для уменьшения внутренних напряжений от механической обработки. Возможна также предварительная правка инструмента в отожженном состоянии.

2. Инструмент, особенно насадной, должен иметь припуск, достаточный для обеспечения требуемых окончательных размеров с учетом возможной деформации.

3. Инструмент в печах и ваннах следует размещать так, чтобы предупредить его искривление при нагреве под действием собственной массы и массы остальных изделий в садке. Для этого необходимо избегать нагрева в печах на неровной подине или искривленных подставках. В ваннах лучше инструмент подвешивать или размещать в приспособлениях в вертикальном положении.

4. Нагревать и охлаждать инструмент следует равномерно, ограничивая скорость нагрева или используя ступенчатый нагрев.

Для охлаждения при закалке необходимо использовать горячие среды (ступенчатую закалку), сохраняя вертикальное положение инструмента в закалочной среде.

При нагреве и охлаждении изделия надо размещать в приспособлениях так, чтобы обеспечить их свободное омывание горячей средой; в печах также следует по возможности избегать одностороннего неравномерного нагрева.

5. Не допускать перегрева.

6. Целесообразно подстуживать инструмент перед погружением в закалочные среды, например для быстрорежущей стали до 1000—1100 °С.

7. Применять закалку в штампах.

В этом случае инструменты ускоренно охлаждают (в масле, расплавах солей) до температуры несколько выше M_n , при которой переохлажденный аустенит достаточно устойчив; затем помещают в штамп и дальнейшее охлаждение ведут под нагрузкой. В процессе мартенситного превращения возрастает способность стали к пластической деформации и инструмент под действием приложенной нагрузки выправляется. Конфигурация штампов различна в зависимости от формы инструмента. Для концевых инструментов круглого сечения (сверл, протяжек) может быть использовано «прокатывание» инструмента между параллельными поверхностями плоского штампа под нагрузкой.

Довольно широко применяют механизированную правку концевых инструментов из быстрорежущей стали непосредственно в процессе выполнения ступенчатой закалки. При этом изделия охлаждают в средах с температурой 300—450 °С, затем при этой температуре помещают в закалочно-правильную установку, где подвергают правке во вращающихся валках. В зону правки подается охлаждающая жидкость (масло И-20А) или нитритно-содовый водный раствор (3,6 % NaNO_2 + 0,9 % Na_2CO_3). Темпера-

тура инструмента в начале правки должна быть не менее 200—250 °С, правка продолжается до полного остывания инструмента (до 20—30 °С).

8. Использовать правку в процессе закалочного охлаждения.

По этому методу правка осуществляется в процессе мартенситного превращения. Для этого инструмент с температурой вблизи точки M_n (200—300 °С) извлекают из охлаждающей среды (масла, расплавов солей) и правят под прессом, заканчивая правку, когда инструмент охладится до 40—60 °С.

Высокая устойчивость переохлажденного аустенита быстрорежущих и большинства легированных инструментальных сталей (ХВГ, 9ХС и др.) позволяет использовать этот метод для инструментов любых сечений, для углеродистых сталей — только при сечениях (диаметре или толщине) не более 8—10 мм.

9. Для нежесткого инструмента следует применять релаксационную правку при отпуске.

Закаленные инструменты зажимают в специальные приспособления, придавая им правильную форму за счет упругой деформации, и подвергают отпуску в заневоленном состоянии. За счет повышенной способности к пластической деформации, сопровождающей превращения при отпуске, происходит релаксация напряжений (переход упругой деформации в пластическую), и коробление в значительной степени устраняется.

Контроль деформации инструмента после закалки и после закалки и отпуска проводят с использованием измерительных приспособлений (плит, лекал и шупов, в центрах с помощью индикаторов биения и др.). При обнаружении недопустимого коробления применяют правку (рихтовку), что является вынужденной операцией, которую по возможности следует избегать, применяя вышеуказанные меры.

Для инструмента используют следующие способы правки.

а). Правка в холодном состоянии.

Этот метод целесообразно использовать на заготовках и инструменте с невысокой твердостью (например после отжига). Для термически обработанного инструмента этот метод следует использовать весьма ограниченно лишь при малой деформации как наименее надежный (возможно восстановление деформации при шлифовке и хранении) и наиболее опасный (из-за возможного образования трещин). Правка осуществляется на плитах ударами медного молотка, либо на прессах методом прогиба.

Инструмент из быстрорежущей стали лучше поддается правке сразу после закалки (до отпуска) из-за большого количества остаточного аустенита.

б). Правка с подогревом.

Этим методом можно устранить большее коробление. Подогрев может быть общим (в ваннах или печах) или местный (газовыми горелками). Температура подогрева не должна превышать требуемой температуры отпуска. Поэтому инструмент из углеродистых

и легированных сталей обычно подогревают до 120—160 °С, из быстрорежущих сталей — до 450—550 °С.

Правка осуществляется либо на прессах небольшой статической нагрузкой, прикладываемой на продолжительное время, либо ударами рихтовочного молотка по второстепенным частям инструмента.

Эта правка является весьма трудоемкой операцией и не всегда достаточно эффективна.

Наряду с короблением к наиболее опасным дефектам при термической обработке инструмента относятся трещины, а также оплавление и разъедание поверхности инструмента, в большинстве случаев приводящие к окончательному браку.

Трещины возникают как в процессе закалки, так и спустя некоторое время (6—60 с) после закалки. Основными мерами предупреждения трещин при удовлетворительном качестве стали являются: сведение к минимуму промежутка времени между закалкой и отпуском, закалка с самоотпуском, правильный выбор методов нагрева и закалочного охлаждения (предпочтительна ступенчатая закалка в горячих средах) и правки.

Причинами оплавления инструмента являются общий или местный перегрев, близость (расстояние менее 50—60 мм) и соприкосновение инструмента с электродом соляной ванны, науглероживание поверхности инструмента (понижающее температуру плавления стали) при неправильно выполненном отжиге.

Разъедание поверхности при термической обработке в ваннах наблюдается при использовании загрязненных расплавов солей и селитр (ферросилицием, сернокислыми солями и др.). Имеются сведения о повышенной разъедающей способности расплава калиевой селитры. Добавка 30 % NaOH существенно уменьшает эту опасность.

Кроме перечисленных возможны и другие дефекты (обезуглероживание поверхности, пониженная или неоднородная твердость, перегрев, пониженная теплостойкость), которые являются следствием неправильного назначения или нарушения режимов термической обработки, нарушения правил эксплуатации оборудования (несвоевременная очистка и др.).

10. Окончательный контроль термически обработанного инструмента

Качество инструмента должно быть обеспечено строгим соблюдением и контролем (преимущественно автоматизированным) всех технологических параметров при закалке и отпуске (операционный контроль).

Окончательный контроль качества инструментов должен предусматривать выборочную или сплошную проверку всех параметров, предусмотренных чертежами инструмента и техническими условиями на термическую обработку, включая визуальную про-

верку наружных дефектов и качества очистки поверхности инструментов, определение деформации (биения или кривизны). Кроме того, проверяют твердость, а также отсутствие трещин. Выборочно (2—3 % деталей от партии) проверяют микроструктуру после отпуска.

На инструментах или контрольных образцах из быстрорежущей стали проверяют теплостойкость путем измерения твердости после отпуска при 620—640 °С (4 ч) или при 675 °С (20 мин). При этом для сталей нормальной производительности твердость не должна быть ниже *HRC* 58, для сталей повышенной производительности не ниже *HRC* 59—60.

Объем и периодичность контроля устанавливают аналогично описанному в п. 6 данной главы.

11. Термическая обработка крепежной части инструмента

Для лучшего закрепления инструментов в зажимах (патронах) металлорежущих станков и во избежание поломок инструментов при установке (монтаже) и работе крепежная часть инструмента должна иметь пониженную твердость *HRC* 30—50 в зависимости от назначения и материала инструмента.

Инструменты из углеродистых и легированных сталей, а также короткие инструменты из быстрорежущей стали изготавливают обычно цельными. При этом короткий инструмент закалывают, как правило, целиком, хвостовики дополнительно отпускают путем местного нагрева до повышенных температур — примерно до 600 °С 5—10 мин.

Для инструмента с достаточно длинными хвостовиками рабочую и крепежную части подвергают отдельной термической обработке (закалке и отпуску). Обработку хвостовиков можно проводить до или после обработки режущей части. Закалку хвостовиков перед закалкой рабочей части предпочтительно применять при использовании автоматизированного оборудования с надежным обеспечением глубины погружения инструмента в солевой расплав.

Большую часть инструментов из быстрорежущей стали изготавливают составными с крепежной частью из конструкционных сталей марок 40, 45, 40X либо из сталей У12, 9ХС. Это позволяет снизить расход дефицитной быстрорежущей стали и повысить стойкость инструмента, так как более вязкая конструкционная сталь лучше воспринимает динамические нагрузки.

Рабочую и крепежную часть соединяют сваркой (трением или плавлением). Вследствие нагрева до высоких температур в зоне сварки и прилегающих участках быстрорежущей стали образуется мартенситная структура, что вызывает опасность трещин при охлаждении после сварки. Поэтому сварные заготовки сразу после сварки помещают в печь с температурой 730—760 °С и подвергают отжигу по режиму: нагрев при 820—850 °С, охлаждение до 730—

760 °С со скоростью 30—40 °С/ч, выдержка 3—4 ч и окончательное охлаждение на воздухе.

При невозможности выполнения такой обработки (например при размещении печей отжига в другом цехе) можно ограничиться выдержкой заготовок при 730—760 °С (3—5 ч) с последующим медленным охлаждением до 600 °С, затем на воздухе. После этого проводят отжиг.

При закалке во избежание трещин в зоне сварки инструмент надо нагревать в соляных ваннах так, чтобы сварной шов выступал над уровнем соли на 10—12 мм.

Термическую обработку крепежной части составного инструмента выполняют отдельно после закалки и отпуска режущей части. Применяют местный индукционный нагрев или нагрев в соляной ванне при небольшой выдержке (4—5 мин), исключающей недопустимый разогрев рабочей части. Хвостовики из углеродистых сталей охлаждают при закалке в воде (лучше с самоотпуском), а из легированных сталей — в масле или расплавах солей и щелочей при 160—180 °С. Температура отпуска 400—450 °С, что ниже температуры отпуска режущей части.

12. Дополнительная термическая обработка инструмента после шлифования и заточки

Эту обработку применяют для повышения стойкости инструмента за счет уменьшения внутренних напряжений (от шлифования и заточки), либо за счет дополнительного упрочнения поверхностного слоя методами химико-термической обработки. Наиболее широко используют следующие виды обработки.

1. Дополнительный низкотемпературный отпуск.

Инструменты из углеродистых и легированных сталей подвергают отпуску в ваннах или воздушных печах при 140—160 °С в течение 0,5—2 ч с целью уменьшения внутренних напряжений, возникших при шлифовании и заточке инструментов. Эта обработка способствует стабилизации формы и размеров инструментов при хранении и повышению их стойкости в эксплуатации.

Цельный инструмент из быстрорежущей стали, всю поверхность рабочей части которого окончательно шлифуют (сверла и др. концевые инструменты с вышлифованным профилем), подвергают дополнительному отпуску при 275—300 °С, 1 ч. При этом снижаются внутренние напряжения, а также достигается хороший товарный вид и повышенная коррозионная стойкость вследствие образования при нагреве в воздушной среде тонкой пленки окислов. Шлифованные поверхности приобретают золотистый цвет и не окисляются при хранении на воздухе.

Инструменты предварительно обезжиривают в водном растворе тринатрийфосфата (15—17 %) и синтамида 5 (2—3 г/л) в течение 10—15 мин при 90—100 °С; последующий отпуск проводят в шахтных воздушных электропечах. Охлаждение инструментов выпол-

няют в ваннах со смесью ингибиторной смазки ИГ-203А (30 %) и веретенного масла № 2 (70 %) с температурой 90—100 °С, затем на воздухе.

Иногда дополнительный отпуск инструмента из быстрорежущей стали проводят в соляных ваннах при более высокой температуре (475 °С, 1—2 ч).

Для зубонарезных инструментов при необходимости сохранения высокой точности при длительном хранении шлифовку и отпуск выполняют в два этапа: сначала проводят предварительное (грубое) шлифование с последующим отпуском при 500 °С (1 ч) в расплавах селитр, затем — окончательное (чистовое) шлифование и стабилизирующий отпуск при 200 °С (1 ч).

2. Азотирование в жидких средах.

Эту обработку применяют для инструментов из быстрорежущей стали и выполняют при температуре 550—560 °С, что соответствует обычной температуре отпуска, в расплавах цианистых и циановокислых солей щелочных металлов. Ввиду низкой температуры процесса в основном происходит насыщение азотом, углерод проникает лишь на глубину в несколько микрон. В результате образуется тонкий (0,01—0,03 мм) диффузионный поверхностный слой со структурой, состоящей из мартенсита, карбидов и мелкодисперсных карбонитридов легирующих элементов, с очень высокой твердостью ($HRC\ 70-72$). Этот слой обладает высокой износостойкостью, теплостойкостью, задиристостью, меньшим коэффициентом трения, что приводит к существенному (в 1,5—3 раза) повышению стойкости инструмента.

Химико-термическая обработка целесообразна для инструментов, сохраняющих после переточки насыщенный слой либо полностью по всему профилю (метчики, протяжки, резьбовые фрезы и др.), либо по крайней мере на передних гранях и на вспомогательных режущих кромках (сверла, зенкеры). Инструмент, утрачивающий улучшенный слой при переточках, можно подвергать повторному насыщению.

В зависимости от состава применяемых солей различают два основных процесса жидкостного азотирования: цианирование и карбонитрацию.

Цианирование применяют в инструментальном производстве наиболее широко. Его преимущественно выполняют в ваннах с содержанием 45—50 % $NaCN$. Для понижения температуры плавления в ванну добавляют Na_2CO_3 (15—30 %) и нейтральные составляющие $NaCl$ (5—15 %), $NaOH$, KOH (15—20 %), которые уменьшают концентрацию CN (до 26—28 %).

Цианистые соли ядовиты, поэтому процесс проводят в изолированных помещениях, оборудованных вентиляцией. Необходимо предусматривать тщательную промывку инструментов от следов цианистых солей (в кипящей воде и нейтрализацией в 10 %-ном растворе железного купороса), а также нейтрализацию отходов и сточных вод и др. меры безопасности.

Время выдержки инструментов в ваннах составляет 15—30 мин для инструментов диаметром 50—140 мм и 8—15 мин для более тонких. Мелкоразмерные инструменты диаметром менее 6 мм или с очень тонкой кромкой во избежание излишней хрупкости либо не подвергают цианированию, либо выполняют его в сочетании с комплексом мероприятий, обеспечивающих повышение прочности стали вследствие совершенствования режимов основной упрочняющей термической обработки и наличия цианированного слоя только на режущих кромках.

Перед погружением в цианистую ванну инструменты должны быть очищены от масла и особенно от следов селитры (во избежание взрыва) и подогреты до 300 °С.

Качество цианирования проверяют внешним осмотром состояния поверхности (на отсутствие пятен и разъедания), периодическим контролем микроструктуры поверхностного слоя (на отсутствие белого нетравящегося карбонитридного слоя) и измерением твердости. Измерение твердости по Роквеллу характеризует твердость основного металла и позволяет оценить возможное завышение температуры цианирования. Твердость собственно цианированного слоя измеряют по Виккерсу при нагрузках 49—98 Н (5—10 кгс) и она должна составлять $HV\ 975\text{—}1100$.

Карбонитрацию выполняют при температуре 550—560 °С в расплавах цианатов и карбонатов щелочных металлов ($KNCO$, $NaNCO$, K_2CO_3 , Na_2CO_3) с выдержкой до 20 мин. Для инструментов из быстрорежущей стали Д. А. Прокошкиным рекомендуется использовать ванну состава 75—85 % цианата калия и 15—25 % карбоната калия. Глубина диффузионного слоя такая же, как при цианировании; структура (темнотравящаяся зона) — мартенсит, дисперсные нитриды легирующих элементов и карбиды, легированные азотом. В ваннах для карбонитрации концентрация наиболее опасной составляющей (группы CN) значительно ниже, чем в ваннах для цианирования.

К недостаткам карбонитрации относится более высокая стоимость циановокислых солей и трудность удаления с поверхности инструмента образовавшегося при насыщении сажистого налета.

3. Газовое азотирование.

Процесс применим для инструментов из быстрорежущих сталей и осуществляется как правило в шахтных печах в газовых средах при температуре 550—560 °С в течение 1—2 ч. Основное преимущество — отсутствие токсичных цианистых солей и необходимости обезвреживания их отходов.

При газовом азотировании структура и состав диффузионного слоя близки к получаемым при азотировании в жидких средах.

В настоящее время известны следующие варианты процесса, различающиеся составом газовых сред: а) азотирование в продуктах частичной диссоциации аммиака, разбавленных азотом или углеродсодержащими компонентами (природным газом, эндо-

или экзогазом). Азотирование в неразбавленном аммиаке приводит к повышенной хрупкости слоя, что особенно вредно для инструментов с тонкими рабочими кромками; б) азотирование в среде продуктов пиролиза триэтанолamina (C_2H_5O)₃N без добавки или с добавками аммиака в печь при температуре процесса. Длительность процесса при 560 °C составляет до 4 ч при азотировании в триэтанолamine и до 2 ч — в смеси аммиака и триэтанолamina. Триэтанолamin либо подвергают предварительному пиролизу в отдельной печи (при 900—910 °C), либо подают каплями непосредственно в печь для азотирования, в последнем случае необходимо строго контролировать его расход; в) низкотемпературная газовая нитроцементация в продуктах пиролиза триэтанолamina с активирующими добавками водного раствора аммиака NH_4OH (0,4—0,5 %), нитрита натрия Na_2NO_2 (0,4 %), алюмината натрия $NaAlO_2$ (0,2—0,25 %) и воды (3—3,5 %). Эти добавки интенсифицируют процесс насыщения без охрупчивания поверхностного слоя инструментов; г) газовая нитроцементация в смесях аммиака (~50 %) и пропана или эндогаза, известная под названиями «Нитемпер» (США), «Никотрирование» (ФРГ), «Найтемпер» (Япония).

В ФРГ предложен процесс «Нитрок» с насыщением в атмосфере 90 % N_2 и 10 % CO_2 .

Все процессы газового азотирования (низкотемпературной нитроцементации) выполняют при общем нагреве инструмента и поэтому они неприменимы к составным (сварным) инструментам, так как вызывают недопустимое снижение твердости хвостовиков из конструкционных углеродистых сталей.

4. Оксидирование.

Эта обработка заключается в контролируемом окислении поверхности инструмента при нагреве 480—570 °C. В результате образуется тонкая (2—4 мкм) пленка магнитной окиси железа Fe_3O_4 темно-синего цвета. Это повышает стойкость инструмента (на 40—70 %), улучшает его товарный вид и предохраняет (после промасливания) от коррозии при хранении. Повышение температуры до 600 °C приводит к утолщению (до 3—4 мкм) и охрупчиванию окисной пленки в связи с образованием Fe_2O_3 .

Оксидирование выполняют как непосредственно после шлифования, так и после цианирования (азотирования) инструмента. Положительное влияние оксидирования связано с двумя факторами: а) нагрев (по существу дополнительный отпуск) снимает напряжения от шлифования, а для инструментов после химикотермической обработки дополнительно вызывает старение в поверхностном слое, повышающее его твердость (на HV 100—400) и износостойкость; б) образовавшаяся пленка удерживает смазку, немного уменьшает коэффициент трения и налипание обрабатываемого металла на инструмент, затрудняет адгезию.

Рассмотрим варианты оксидирования.

Жидкостное оксидирование. Высушенный, подогретый в электропечах до 350—400 °C инструмент помещают в ванну с распла-

вом KNO_3 (30—35 %) и NaNO_3 (65—70 %), имеющим температуру 480—510 °С. После выдержки в течение 20—30 мин инструмент охлаждают на воздухе, просушивают и промасливают в холодном масле.

Обработка паром. Процесс ведут в герметически закрытой печи при температуре 550—570 °С в атмосфере перегретого пара в течение 30—60 мин. Давление пара 0,01—0,03 МПа. Во избежание образования рыхлой и не предохраняющей от коррозии пленки Fe_2O_3 подачу пара начинают после разогрева печи до 300—350 °С.

Охлаждение также ведут в атмосфере пара до 300—350 °С, затем в печи или на воздухе. Инструменты немедленно промывают в горячем веретенном масле.

Для инструментов из углеродистых и легированных сталей с целью предохранения от коррозии применяют оксидирование (воронение) в кипящем (135—142 °С) водном растворе азотнокислого натрия NaNO_3 (200—250 г/л) и каустической соды NaOH (600—650 г/л). Продолжительность оксидирования составляет от 30 мин для инструмента из углеродистых сталей до 60 мин для инструмента из легированных хромистых сталей. Инструменты предварительно обезжиривают, промывают, при необходимости подвергают травлению с целью удаления ржавчины. После оксидирования инструменты промывают, затем кипятят в эмульсии или в масле (индустриальном, авиационном, трансформаторном), сушат и смазывают.

РЕКОМЕНДАТЕЛЬНЫЙ БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

Брострем В. А. — В кн.: Термическая обработка в машиностроении: Справочник. М.: Машиностроение, 1980, с. 369—390.

Сергейчев И. М., Печковский А. М. Термическая обработка режущего и измерительного инструмента. М.: Машиностроение, 1967. 224 с.

Смольников Е. А. — В кн.: Термическая обработка в машиностроении: Справочник. М.: Машиностроение, 1980, с. 737—776.

Смольников Е. А. Термическая обработка инструментов в соляных ваннах. М.: Машиностроение, 1981. 271 с.

Г л а в а XXVIII

ОСНОВЫ ТЕХНОЛОГИИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ С ПРИМЕНЕНИЕМ ВЫСОКОКОНЦЕНТРИРОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ ЭНЕРГИИ

В последние годы интенсивно развивается поверхностная термическая обработка деталей и инструмента с нагревом посредством лазеров (оптических квантовых генераторов) и электронного луча.

Вследствие высокой стоимости лазеров и электронно-лучевых установок, низкого к. п. д. лазеров (3—10 %), малой глубины упрочнения и необходимости высокого технического уровня обслуживающего персонала, эти виды термической обработки весьма

дороги и в настоящее время не являются конкурентоспособными с традиционными методами объемной и поверхностной термической обработки с целью повышения конструктивной прочности тяжело нагруженных деталей и инструмента. Однако существует достаточно широкий диапазон условий, когда применение лучевого нагрева (особенно лазерного) обеспечивает существенные технико-экономические преимущества, в основном за счет повышения износостойкости в отдельных зонах деталей при отсутствии деформации, и является оправданным: 1) локальное поверхностное упрочнение отдельных труднодоступных (для обычных методов нагрева) участков деталей (внутренних поясков, посадочных гнезд под подшипники) для повышения их износостойкости; 2) местное упрочнение поверхностей особо сложной конфигурации, коробление которых должно быть доведено до минимума; 3) получение строго заданного профиля закаленного слоя, в тех случаях, когда нагрев обрабатываемой зоны обычными методами затруднен, а также при малой поверхности обрабатываемой зоны по сравнению с поверхностью изделия; 4) дополнительное повышение износостойкости и теплостойкости отдельных участков предварительно термически упрочненных деталей и инструмента (рабочих кромок штампового и режущего инструмента, рабочих поверхностей измерительного инструмента); 5) возможность замены высоколегированных дорогостоящих сплавов и сталей более дешевыми и недефицитными.

Техника и технология лучевой обработки в настоящее время находится на стадии интенсивного развития и совершенствования, что несомненно в ближайшие годы приведет к увеличению объема их применения и возможно откроет новые области их рационального использования для термической обработки.

1. Термическая обработка с использованием лазеров

Оборудование для лазерной обработки.

В состав лазерной установки для термической обработки входят: 1) лазер (источник излучения с высокой плотностью энергии); 2) система транспортировки и фокусировки луча, предназначенная для формирования необходимого распределения удельной мощности лазерного излучения на поверхности обрабатываемой детали. Лазерный луч отражается от зеркала, установленного под углом к оптической оси лазера, проходит через линзу и фокусируется на поверхности детали; 3) система перемещения детали или луча (либо того и другого) по заданному режиму. Эта система может быть выполнена как и с использованием обычных механизмов с релейной автоматикой (при массовом и крупносерийном производстве), так и механизмов с числовым программным управлением, обеспечивающих универсальность и быструю переналадку установки для условий единичного и мелкосерийного производства.

Исполнительные механизмы можно применять в сочетании с промышленными роботами для загрузки и выгрузки деталей; 4) система измерения и регулировки мощности. Для измерения мощности используют подвижное зеркало, способное перекрывать лазерный луч и направлять его в измеритель мощности. Для точной установки детали в фокусе линзы применяют имитаторы (гелий-неоновые лазеры и зеркала).

По режиму работы лазеры разделяют на импульсные (излучающие свет в виде отдельных вспышек), непрерывные (излучающие свет в течение продолжительного времени) и импульсно-периодического действия (генерирующие мощные короткие импульсы с достаточно высокой частотой повторения).

По типу активного вещества лазеры разделяют на твердотельные и газовые.

В твердотельных лазерах активной средой служат кристаллические и аморфные вещества с примесными ионами (алюмо-иттриевый гранат с примесью неодима, рубин и др.). Эти установки достаточно надежны в эксплуатации. Срок их службы достигает 1500 ч, к. п. д. обычно не превышает 3 %. В СССР серийно выпускают лазерные установки типа «Квант», номенклатура которых охватывает следующий диапазон характеристик: энергия излучения 4—30 Дж, частота повторения импульсов 0,1—10 Гц, длительность импульса 0,5—7 мс, диаметр светового пятна 0,25—5 мм.

Среди газовых лазеров наиболее распространены для термической обработки CO_2 -лазеры непрерывного действия. В качестве рабочего вещества используются смеси углекислого газа, азота и гелия в различных пропорциях. К. п. д. этих систем несколько выше и составляет 5—10 %.

Структурные особенности металла после лазерной обработки.

Лазерная обработка характеризуется очень большой концентрацией мощности на поверхности (до 10^8 — 10^9 Вт/м²) и в связи с этим малой продолжительностью воздействия луча на металл, измеряемой миллисекундами при импульсном воздействии или десятими долями секунд при непрерывном режиме. Скорость нагрева достигает 10^6 — 10^7 °C/с. Глубина теплового воздействия обычно не превышает 0,7—0,8 мм. Диаметр пятна от лазерного луча на обрабатываемой поверхности как правило находится в пределах 1,5—5 мм.

Ввиду локального нагрева столь малой длительности окружающие пятно участки металла остаются холодными и после прекращения действия луча обеспечивают весьма интенсивный теплоотвод. Скорость охлаждения за счет отвода тепла в холодный металл при этом достигает 6000—7000 °C/с и необходимости в дополнительном охлаждении не возникает. Закалка с охлаждением в тело металла возможна лишь в том случае, если толщина обрабаты-

мого изделия значительно (по меньшей мере в 4 раза) превышает глубину закаленного слоя.

Очень большие скорости нагрева и охлаждения, недостижимые при традиционных методах термической обработки, вызывают ряд особенностей структуры и свойств стали и чугуна после лазерной обработки.

Обычно для всех сталей и чугунов твердость обработанной лазером поверхности значительно выше, чем после закалки традиционными методами. Даже обработка технического железа с 0,035 % С привела к повышению микротвердости с $H = 1000$ до $H = 3200\text{—}3800$ МПа, что связывают с протеканием $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения по сдвиговому мартенситному механизму.

В углеродистых и легированных сталях после лазерной обработки структурные составляющие (аустенит, мартенсит) характеризуются повышенной дисперсностью и искаженностью решетки, а также ярко выраженной химической микронеоднородностью.

Некоторые исследователи указывают, что при параметрах нагрева и охлаждения, характерных для лазерной обработки, процессы, связанные с аустенитизацией и расплавлением стали, растворением избыточных фаз, гомогенизацией твердых и жидких растворов, затвердеванием и последующим $\gamma \rightarrow \alpha$ превращением, не успевают завершиться в полном объеме. Это способствует созданию гетерогенных промежуточных систем с хорошим сопротивлением износу и микросхватыванию в процессе трения. Характерно, что максимальное упрочнение стали достигается при частичном растворении исходных карбидов и образовании в облученном слое большого количества зон с химической микронеоднородностью твердых растворов.

При обработке с оплавлением возможно образование микрообъемов с метастабильным состоянием, близким к аморфному.

Неоднородность и искаженность структурных составляющих подтверждается размытым профилем дифракционных линий на рентгенограммах и обычно наблюдаемыми значительными рассеяниями микротвердости поверхности. Так, на стали 45 после лазерной обработки микротвердость, измеренная при нагрузках 0,5 и 1 Н, колебалась от 6000 до 13000 МПа.

На углеродистой стали марки 45 с увеличением скорости обработки (перемещения луча) с оплавлением микротвердость поверхности увеличивается до 10000—11000 МПа, при отсутствии оплавления она значительно ниже и составляет 8500 МПа.

Металлографическим анализом по глубине слоя выявляется несколько структурных зон, отвечающих: закалке из жидкого состояния (при обработке с оплавлением), закалке (полной и неполной) из твердого состояния и переходу к основной структуре.

В зависимости от марки стали, исходной структуры и режимов лазерной обработки структура в перечисленных зонах может быть различной.

В поверхностной зоне с пониженной травимостью может выявляться дендритное строение, характерное для литого металла.

Для лазерной обработки характерно также увеличение дисперсности и искаженности мартенсита на некоторой глубине от поверхности, что связывают обычно с возрастанием скорости охлаждения по мере приближения к ненагретому металлу основы.

При исходной феррито-перлитной структуре гомогенизация аустенита в условиях кратковременного лазерного воздействия пройти не успевает и в структуре слоя, закаленного из твердого состояния, наряду с мартенситом, образовавшимся на месте бывших перлитных колоний, присутствует феррит в виде сетки.

При исходной закаленной или улучшенной структуре ферритная сетка не наблюдается, непосредственно на границе зоны лазерного упрочнения с исходной структурой имеется узкая (50—100 мкм) зона с пониженной твердостью и повышенной травимостью.

Подготовка поверхности и структуры изделий.

Особенностью лазерного нагрева являются значительные потери энергии вследствие отражения. Металлы с гладкой блестящей поверхностью отражают 80—96 % лазерного излучения. Это отражение создает опасность, связанную с возможностью попадания отраженного луча в глаз человека.

Для увеличения поглощающей способности на поверхность обрабатываемых изделий предварительно наносят углеродистые, фосфатные или оксидные пленки. Широко используют оксид меди, фосфат марганца. При использовании покрытий глубина зоны влияния лазерного излучения увеличивается в 1,5—2 раза.

При лазерной обработке рабочих кромок режущего инструмента, штампов и пресс-форм они должны быть окончательно заточены и очищены от загрязнений (пятен масла, окалины, коррозии). Рекомендуется протирать их этиловым спиртом.

Существенную роль играет также подготовка исходной структуры, причем исходная структура влияет не только на структуру обработанного лазером слоя, но и на его глубину. Показано, что на изделиях с исходной трооститной структурой толщина слоя гораздо больше, чем при исходной перлитной структуре. Это объясняют тем, что разные исходные структуры имеют неодинаковую теплопроводность вследствие различия величины внутренней межфазной поверхности, отделяющей феррит от карбидов.

Режимы лазерной обработки характеризуются: а) при импульсном воздействии — диаметром пятен закалки, характером и последовательностью их нанесения, энергией излучения, однородностью распределения энергии по сечению лазерного луча, длительностью и частотой импульсов; б) при непрерывном облучении — диаметром луча на поверхности обрабатываемого изделия, энергией излучения, скоростью и траекторией перемещения луча.

При внедрении лазерной термической обработки для каждой группы деталей необходимо разрабатывать специальную оснастку, подбирать режимы и рисунок обработки.

Выбор схемы упрочнения.

При лазерном воздействии на обрабатываемую поверхность энергия концентрируется в узком луче, обычно диаметром 1,5—5 мм; соответственно такие же размеры имеют и зоны нагрева (пятна при импульсной обработке и полосы при непрерывном режиме). Для большинства деталей машин и инструмента эти размеры зон как правило недостаточны и приходится увеличивать площадь обрабатываемых поверхностей за счет нанесения нескольких пятен или полос в определенной последовательности.

Увеличить площадь нагреваемых зон можно за счет расфокусировки луча (при достаточной мощности лазера), либо за счет сканирования.

При непрерывном режиме дорожки на обрабатываемой поверхности можно располагать по спирали, зигзагообразно, в виде параллельных полос, в виде сетки пересекающихся полос и др. Полосы могут быть расположены на некотором расстоянии друг от друга либо внахлестку (с перекрытием). При импульсной обработке пятна обычно наносят с перекрытием до 50 %, при этом последовательность их нанесения может быть различной. При расположении закаленных пятен или полос с перекрытием на их границах возникают отпущенные зоны с пониженной твердостью.

При выборе рисунка упрочненного слоя руководствуются конфигурацией и условиями работы обрабатываемой поверхности. Например лазерную обработку внутренних поверхностей чугунных гильз цилиндров двигателей внутреннего сгорания осуществляют полосами под углом 45° к образующей гильзы с тем, чтобы компрессионные кольца в любой момент движения пересекали наибольшее количество лазерных дорожек. Расстояние между дорожками выбирают экспериментально, в частности для гильз наилучшая износостойкость была достигнута при расстоянии между дорожками 15—25 мм и площади упрочнения 25 % от поверхности, подвергаемой изнашиванию.

Необходимо также учитывать величину и характер внутренних напряжений. Показано, в частности, что при импульсной обработке с оплавлением в поверхностных слоях возникают значительные растягивающие напряжения, способные (особенно в чугунах) привести к трещинам. Растягивающие напряжения образуются в слое и при непрерывном облучении. Одним из путей предотвращения трещин является снижение скоростей нагрева и охлаждения путем одновременного уменьшения мощности и скорости перемещения луча.

Последовательность нанесения лазерных пятен или дорожек оказывает влияние на деформацию изделий. Эта деформация

меньше при равномерном и симметричном нагреве обрабатываемой поверхности пятнами или полосами закалки.

Лазерная обработка влияет и на качество поверхности изделий. Так при закалке без оплавления в результате мартенситного превращения в зонах закалки, сопровождающегося увеличением объема, на поверхности возникает рельеф, заметный лишь на полированных изделиях. При закалке с оплавлением качество поверхности может весьма заметно ухудшиться и потребуются дополнительная механическая обработка изделий.

Контроль изделий после лазерной обработки заключается в осмотре изделий на отсутствие дефектов поверхности (трещин, грубого оплавления), травлении в спиртовых растворах азотной кислоты с целью выявления характера расположения закаленных и отпущенных зон, измерении микротвердости и толщины упрочненного слоя, анализе микроструктуры. Измерением твердости по Роквеллу не пользуются, так как упрочненный слой имеет обычно небольшую толщину и может продавиться алмазным конусом.

Примеры применения лазерной обработки и свойства изделий.

Детали машин из ферритного и перлитного чугуна. На АЗЛК внедрена лазерная обработка для упрочнения деталей коробки дифференциала заднего моста легковых автомобилей. Детали изготавливают из ферритного ковкого чугуна и упрочняют с целью повышения износостойкости опорных поверхностей под полуосевые шестерни и сателлиты путем нанесения отдельных дорожек при вращении детали.

Та же технология опробована для корпуса дифференциала раздаточной коробки автомобиля «Нива» из перлитного ковкого чугуна. При этом долговечность корпусов возросла в 6—10 раз.

Планируется внедрение лазерного упрочнения для плунжеров литейных машин, изготовленных из серого чугуна. На цилиндрическую поверхность наносят по спирали дорожки шириной 2—2,5 мм. Эти дорожки выступают на 2—5 мкм над исходной поверхностью и способствуют удержанию масляной пленки.

Непрерывная обработка без оплавления опробована для седла клапана механизма газораспределения из хромоникельмолибденового чугуна. Обработку проводили непосредственно в сборочном узле после механической обработки фаски. Глубина упрочнения 0,15 мм; микротвердость 7450 МПа. Деформации седла не наблюдалось.

Инструмент из быстрорежущих сталей. Режущий инструмент предварительно закачивали и отпускали по обычной технологии, после чего рабочие кромки подвергали импульсной лазерной обработке без оплавления. Установлено, что повышение стойкости в 2—5 раз достигается при обработке в довольно узком интервале значений плотности энергии импуль-

сов. При малой энергии температура нагрева недостаточна для закалики, происходит распад мартенсита, твердость снижается; при излишке большой энергии в структуре возрастает количество остаточного аустенита, стойкость инструмента понижается. При оптимальных режимах отмечено повышение теплостойкости.

Штамповый инструмент из высокоуглеродистых сталей.

Рабочие кромки штампов из стали марок У10, Х12М обрабатывали в импульсном режиме. Стойкость до первой перешлифовки возросла в 1,5—3 раза.

Измерительный инструмент.

Гладкие калибры диаметром 25—40 мм из стали У8 обрабатывали без оплавления в импульсном режиме пятнами диаметром 3—5 мм с коэффициентом перекрытия 0,5. Упрочненные участки имели вид «ленточек». Стойкость на истирание возросла примерно в 2 раза. Диаметр калибров при лазерной обработке увеличился на 1—2 мкм при небольшом повышении шероховатости поверхности.

Лазерное наплавление (плакирование) поверхностного слоя.

В отличие от аргонно-дугового, лазерное плакирование позволяет наносить на металл в 3—4 раза меньше материала и расплавлять в 6 раз меньше основного металла.

2. Поверхностная закалка посредством электронного луча

В основе электронно-лучевого нагрева лежит преобразование кинетической энергии потока электронов в тепловую при взаимодействии с поверхностью нагреваемого изделия.

Электронно-лучевые установки достаточно широко используют в машиностроении для резки и сварки. Подобные же установки, но с меньшей концентрацией мощности, можно применять для поверхностного нагрева металла при термической обработке.

Преимуществом электронно-лучевых установок по сравнению с лазерными является более высокая степень использования энергии (до 75 %) и возможность создания установок большой мощности. Уже в настоящее время для термической обработки используют установки мощностью до 50 кВт; мощность плавильных установок достигает 500 кВт.

Основной недостаток этих установок — необходимость вакуумирования (до 10^{-2} — 10^{-3} Па) рабочей камеры с обрабатываемыми изделиями.

Электронно-лучевые установки дешевле лазерных. Электронно-лучевой нагрев наиболее эффективен, если луч направлен нормально к закаливаемой поверхности, при необходимости обработки внутренних поверхностей луч можно отклонить магнитным полем и направлять на поверхность изделия под острым углом (до 25—30°). Время обработки при этом несколько увеличивается, но все же остается достаточно малым (в пределах секунд).

Концентрация мощности при электронно-лучевом нагреве может регулироваться в широких пределах (от 10^2 до 10^6 Вт/м²).

Электронно-лучевой нагрев, как и лазерный, рекомендуется применять для местной термической обработки изделий сложной конфигурации, особенно для таких поверхностей, которые не могут быть нагреты индукционным способом из-за трудности концентрации энергии в зоне, подлежащей обработке.

Перспективным направлением является применение электронно-лучевого нагрева для термической обработки ленты и нанесения на нее покрытий, а также для отжига электротехнических сталей и специальных сплавов.

Имеются сведения о применении электронно-лучевого нагрева для контурной закалки зубьев (обеспечивается повышенная износостойкость, исключается последующее шлифование), для закалки пазов сложного профиля на внутренней поверхности кольцевых муфт свободного хода для автомобильных автоматических трансмиссий. Термическая обработка кольцевых муфт диаметром 127 мм и толщиной 15 мм осуществляется следующим образом. Изделия устанавливают одно на другое по три штуки в приспособление и вводят в позицию нагрева, где приспособление с деталями поднимается; основание приспособления примыкает к вакуумной камере, герметизируя ее. После вакуумирования горизонтальный электронный луч нагревает по одному пазу в каждой из трех деталей, затем луч отключают, приспособление поворачивается, подставляя под луч следующие три паза и операция повторяется. Цикл обработки включает восемь нагревов (по числу пазов в детали) и продолжается 42 с. Производительность установки более 2000 пазов в 1 ч.

РЕКОМЕНДАТЕЛЬНЫЙ БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

Медведевская Л. А., Шур Н. Ф. — МнТОМ, № 4, 1983, с. 17—28.

Сатановский Л. Г. — МнТОМ, № 12, 1980, с. 8—12.

Электротермическое оборудование: Справочник под ред. А. П. Альтгаузена. М.: Энергия, 1980, с. 376—379.

ПРЕДМЕТНЫЙ УКАЗАТЕЛЬ

А

- Агрегаты безмуфельные 292
- Адсорбция 129
- Азотирование 9, 51, 99, 101, 114, 271, 363
 - в жидких средах 109
 - высокотемпературное 100
 - газовое 102, 106, 410
 - ионное 107, 295
 - низкотемпературное 99, 100
- Алюминирование 19
- Анализ:
 - металлографический 81
 - рентгеноспектральный 117
- Анизотропия 116, 246
- Аномальность структуры 86
- Аргон 25
- Атмосфера:
 - азотная 31
 - контролируемая 24, 31
 - неравновесная 25, 26
 - равновесная 25, 26
 - экзотермическая 30, 31
 - эндотермическая 30, 31
- Аустенит 9, 25, 61, 74, 151
 - остаточный 60, 83, 86, 94
 - парамагнитный 60, 83, 86, 94
 - переохлажденный 123, 337, 362
- Аустенитизация 74, 125, 172

Б

- Бейнит 247, 332
- Борирование 19, 354, 375
- Бринелля прибор 359

В

- Валки 140, 144, 230
- Валы 265, 273, 274, 275
- Ванна 47, 80
- Включения неметаллические 115, 129, 175
- Водород 126, 127, 172
 - в жидкой стали 179
- Водородопроницаемость 129, 171
- Волосовины 15, 177
- Волочение 159, 225, 353
- Выносливость 83
- Вязкость 13, 62, 101, 334, 353

Г

- Газ 37, 115
 - водяной 25, 27
 - инертный 25, 116
- Галтовка 264
- Гомогенизация 62, 78
- Графит 25
- Графитизация 85

Д

- Диффузия 19, 171
- Десорбция 129
- Детали:
 - малонагруженные 87
 - плоские 72
 - тяжелонагруженные 76, 79
 - цилиндрические 72
- Дефекты:
 - горячей пластической деформации 15
 - холодной пластической деформации 15
 - поверхностные 16, 64, 137
 - слитков 115
 - структуры 84, 91, 137
- Дефектоскоп 323
- Деформация 21, 59
 - горячая 14
 - упруго-пластическая 57, 59
 - холодная 14
- Долговечность 13, 63

Ж

- Жаропрочность 13
- Жаростойкость 111

З

- Закалка
 - бездеформационная 60
 - газопламенная 301
 - изотермическая 18, 40
 - объемная в масле 185
 - объемно-поверхностная 63, 74, 76, 78
 - поверхностная 51, 66, 71, 79, 186, 188
 - поверхностная электронным лучом 419
 - с обработкой холодом 18
 - ступенчатая 18, 40
- Закаты 175
- Зерно:
 - аустенитное 36, 62, 75
 - рост 62
 - ферритное 62

И

- Изгиб 63, 83
- Изделия:
 - крупногабаритные 34, 35
 - массивные 23, 36
 - охлаждение 42
 - размеры 23, 61
 - тонкие 23, 36, 37
 - форма 61

Износ эрозийный 177
Износостойкость 74, 83, 101, 111, 177
Изотропность 260
Индуктор 67, 72, 81, 279
 разъемный 270
 соленоидный 283

К

Карбидная неоднородность 377
Карбиды 83, 85, 151, 312
Карбонитрация 409, 410
Карбюризатор 25, 355
 газовый 89
 жидкий 88
 твердый 87
Кидина И. Н. параметры индукцион-
ного нагрева 68
Ковка 13, 14, 380
Колеса 167, 169, 171, 173
Кольца 309, 321, 322
Конвекция 61
Коробление 111, 185
Коррозионное растрескивание 191,
192
Кристалл 51
Кручение 63, 83
Коэффициент:
 линейного расширения 56, 57, 262
 овальной деформации 317
 температуропроводности 33, 51
 теплоотдачи 22, 36, 41, 76
 формы инструмента 394
 — трубы 215
Кюри точка 67

Л

Лазер 412
Легирующие элементы 62, 75, 79
карбидообразующие 151
Лента 253
Ликвация 15
 дендритная 115, 137, 258
 зональная 115, 137
Лист 339
Литье 14, 21
Лучеиспускание 61

М

Магнитная проницаемость 67
Макроструктура 20, 115, 170, 399
Мартенсит 35, 60, 61, 74, 138
игольчатый 75, 327
Меднение 19
Метод
 газового диффузионного насыщения 114
 контроля 16, 17
 парофазный 114
 рентгеновский 55

Микроструктура 20, 75, 115
Микротвердость 85
Модуль упругости 56

Н

Нагрев 21, 23, 24, 53, 64
 быстрый 61
 индукционный 23, 65, 72, 183, 275
 переменным током 65
 печной 62
 токами высокой частоты 66
 электроконтактный 64, 65
Нагревательное устройство:
 КПД 65
 мощность 65
Нагрузки:
 динамические 303
 изгибающие 83
 контактные 63
 крутящие 63
 ударные 289
 циклические 63, 83
Надежность 13, 63
Наклеп 177
Напряжения:
 I рода 51, 59
 II рода 51
 III рода 51
 внутренние 51
 временные 51, 52, 56, 57, 59
 остаточные 10, 51, 64, 141, 187
 радиальные 56
 распределение по сечению 53
 растягивающие 52
 сжимающие 52, 53
 структурные 53, 56, 57, 60
 эквивалентные 58
Наследственное термомеханическое
упрочнение (НТМУ) 341
Науглероживание 26
Насыщение 112
 в кипящем слое 115
 при электронагреве 115
Неоднородность
 карбидная 139, 152, 153
 структурная 136, 258
 физическая 136
 химическая 136, 139, 258
Нитрозакалка 110
Нитроцементация 66, 79, 83, 96, 286
Нормализация, 33, 62, 94, 141, 384
Ньютона закон 22

О

Обезжиривание 403
Обезводороживание 19
Обезуглероживание 19, 25, 61, 162, 388
Обрабатываемость резанием 13
Окисление 24, 25, 388
Оксидирование 411

Обработка

высокотемпературная термомеханическая (ВТМО) 193, 341
лазерная 413
низкотемпературная термомеханическая (НТМО) 342, 343
противофлокенная 169, 171, 172, 179, 180
резанием 249, 288
термическая 215
термомеханическая 220, 339, 342
локальная 221
упрочняющая 190, 208, 212
химико-термическая 19, 25, 66, 82, 191, 374
холодом 399

Отжиг 138

I рода 18
II рода 18
гетерогенизирующий 18
гомогенизирующий 18, 139
диффузионный 18
изотермический 18, 33, 134
неполный 18
непрерывный 206, 211
полный 18, 136
рекристаллизационный 63, 164, 224, 383
светлый 163
ступенчатый 139
сферондизирующий 157, 158, 252, 253

Отливка 16, 257, 261

Отпуск:

высокий 19, 102, 141
карбидный 384
низкий 19, 63
местный 282

П

Патентирование 223, 226

в кипящем слое 227
скоростное 228

Перлит 74

зернистый 148, 152, 156
пластинчатый 148, 156
сорбитообразный 312
тонкопластинчатый 178

Перегрев 63, 111

Перекристаллизация 53, 143

Перестаривание 19

Переплав вакуумно-дуговой 127

Печь:

атмосфера 24
вакуумная 47
карусельная 138
колодцевая 138
колпаковая 159, 204, 205
кольцевая 174
мартеновская 306, 307
муфельная 159

периодического действия 22

роликовая 159, 185
с шагающими балками 138
с шагающим подом 138
электрическая 22, 80
Пирометры радиационные 389
Пластичность 13, 116, 157
Плены 175, 177
Подшипники 303, 305
крупногабаритные 320
роликовые 321
Поковки 16, 141, 142, 237, 253
Ползуность 56
Полуфабрикат 16
Польди метод 359
Поток тепловой 22
Правка 405
Превращения:

бейнитные 125
мартенситные 35, 54, 58
перлитные 35, 143
структурные 21, 57
фазовые 21, 50, 58, 67, 122

Предел упругости 334

Проволока 222, 229, 320

Прокаливаемость 15, 77, 78

Прокат:

из конструкционной стали 154, 155
листовой 200, 208, 210
сортовой 145, 150

Профили фасонные 145, 196

Прочность

контактная 169, 177, 180
конструктивная 13, 63, 79, 100
усталостная 64, 74, 77, 177, 180, 282

Пружины 327

Пуассона коэффициент 56

Р

Разрушение:

усталостное 84
хрупкое 169, 177, 357

Ректификаторы 391

Рельсы 168

дефекты 168

Рессоры 327, 337

С

Самоотпуск 76, 80, 280

Сварка 66

Слитки 136, 137

Силицирование 19, 114

Сопротивление:

износу 178, 179
усталости 83

Сорбит 77, 151, 298

тонкопластинчатый 178, 186, 187

Соли цинистые 409

Состояние:

пластическое 56
структурное 56, 58

- упругое 56
- Среда:
 - газовая 25, 26, 36, 98
 - жидкая 34
 - закалочная 35, 50
 - охлаждающая 34, 35, 36
- Сталь
 - арматурная 191
 - быстрорежущая 100, 101, 105, 138, 377
 - вакуумированная 134, 135
 - высоколегированная 37
 - высокопрочная 366
 - высокоуглеродистая 29
 - двухфазная 210
 - дозвтектоидная 62, 74
 - закаленная 60
 - заэвтектоидная 149
 - инструментальная 105, 138, 373, 375
 - калиброванная 158
 - конструкционная 105, 248
 - коррозионностойкая 105, 159
 - легированная 32, 37, 56, 75, 94
 - мартеновская 178
 - мелкозернистая 63, 94
 - модифицированная 262
 - невакуумированная 134, 135
 - немодифицированная 262
 - низколегированная 35, 49, 69, 74
 - рессорно-пружинная 157
 - среднеуглеродистая 32, 74
 - теплостойкая 308
 - углеродистая 35, 37, 49, 74
 - шарикоподшипниковая 138
 - штамповая 105
 - экономнолегированная 307
- Старение 19
- деформационное 331
- Структура 97
 - неоднородная 115
 - однородная 139
 - феррито-карбидная 158
- Т**
- Твердомер 81
- Твердость 63, 75, 77, 79, 83, 101, 150
 - поверхностного слоя 100
 - по Виккерсу 410
- Температура
 - поверхности 52, 121, 125
 - поковки 118
 - центра 52, 121, 125
- Теория пластичности 57
- Теплообмен
 - конвективный 41
 - сложный 23
- Ток промышленной частоты 65
- Точение 14
- Точка росы 28, 37, 90
- Точки критические 53
- Травление 264, 403
- Трещины 35, 81, 115, 137, 177
- Троостит 77, 151, 298, 416
 - пятна 81, 317
- Трубы 213
 - бесшовные 215
 - магистральные 218
 - насосно-компрессорные 217
 - обсадные 217
 - сварные 215
- У**
- Улучшение 384
- Упрочнение
 - поверхностное 63
 - схемы 417
 - термическое 63, 179, 194
- Устройство
 - закалочное 79
 - электротермическое 192
- Ф**
- Феррит 62, 75, 94, 151, 156
 - структурно-свободный 178
- Флокены 130, 143, 145, 179, 181
- Фурье критерий 120
- Фурье уравнение 34, 119
- Х**
- Хладостойкость 191
- Хроматограф 128
- Хромирование 19, 111, 114, 354
 - диффузионное 364
- Хромоалюминирование 19
- Хромосилицирование 19
- Хрупкость 83, 100, 101, 111, 339
- Ц**
- Цементация 66, 79, 87, 91
 - вакуумная 92
 - в псевдооживленном слое 92
 - газовая 89, 96
 - из паст 92
 - ионная 93
- Цементит 25
- Ч**
- Чугун 101, 273
- Ш**
- Шепеляковского К. З. метод 76
- Шестерни 285
 - конические 295
- Шлифование 14, 102, 272, 408
- Шмыкова А. А. диаграммы 26
- Штамповка 66
- Штампующесть 13
- Штамп 25, 294, 346
- Шора метод 359
- Э**
- Электронагрев 63
- Элементы карбидообразующие 118
- Эндогаз 89, 91
- Энергия:
 - тепловая 67
 - формоизменения 57