



В.К. Портной

Основы производства и обработки металлов

Термическая обработка металлов

Лабораторный практикум

Вет. 185 (07)
П60

ФЕДЕРАЛЬНОЕ АГЕНТСТВО ПО ОБРАЗОВАНИЮ

№ 945

**МОСКОВСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ
ИНСТИТУТ СТАЛИ и СПЛАВОВ**
Технологический университет

МИСиС



Кафедра металловедения цветных металлов

В.К. Портной

Основы производства и обработки металлов

Термическая обработка металлов

Лабораторный практикум

Рекомендовано редакционно-издательским
советом института

Москва Издательство «УЧЕБА» 2007

Рецензент
канд. техн. наук, доц. С.М. Педос

Портной В.К.

П60 Основы производства и обработки металлов: Термическая обработка металлов: Лаб. практикум. – М.: МИСиС, 2007. – 58 с.

В лабораторном практикуме представлены лабораторные работы по разделу «Термическая обработка металлов», которые знакомят студентов с основами гомогенизации слитков, с вопросами разупрочняющего отжига деформированных сплавов, демонстрируют различие структуры и свойств стали после разных видов фазовой перекристаллизации, закалки и отпуска и показывают возможности упрочняющей термической обработки цветных сплавов.

Содержание практикума соответствует программе курса «Основы производства и обработки металлов».

Предназначен для студентов, обучающихся по специальностям 150102 «Металлургия цветных металлов» и 150108 «Порошковая металлургия и напыленные покрытия».

СОДЕРЖАНИЕ

Указания по технике безопасности.....	4
Лабораторная работа 1. Гомогенизационный отжиг	5
Лабораторная работа 2. Дорекристаллизационный и рекристаллизационный отжиг цветных сплавов	17
Лабораторная работа 3. Отжиг, нормализация, закалка и отпуск сталей	32
Лабораторная работа 4. Закалка и старение цветных сплавов.....	50

УКАЗАНИЯ ПО ТЕХНИКЕ БЕЗОПАСНОСТИ

1. При полировке шлифа, во избежание травм от быстро летящего шлифа, случайно выпущенного из руки, должны соблюдаться следующие условия:

- полировальное сукно должно быть хорошо натянуто;
- у шлифа не должно быть острых краев и углов, чтобы шлиф не зацепил полировальное сукно и не порвал его, что обычно приводит к вылету шлифа;
- рука со шлифом должна располагаться в направлении вращения круга;
- при вращении круга по часовой стрелке шлиф разрешается полировать только в левой части круга, чтобы в случае выброса шлиф удалялся в стенку.

2. При работе с электрическими печами сопротивления необходимо помнить, что они могут явиться источниками поражения электрическим током и термических ожогов.

Запрещается начинать работу с печами без разрешения преподавателя или учебного лаборанта.

Во избежание поражения электрическим током загрузку образцов в печь и их выгрузку проводить только при выключенном электропитании печи.

Во избежание термических ожогов запрещается прикасаться к корпусу печей и работать без рукавиц и специальных клещей.

3. При работе с твердомером Бринелля шариковый индентор нельзя располагать у края образца во избежание вылета образца при нагружении.

4. Испытания образцов на разрыв или изгиб допускается проводить только под непосредственным руководством учебного лаборанта и с его участием.

Лабораторная работа 1

ГОМОГЕНИЗАЦИОННЫЙ ОТЖИГ

(2 + 2 = 4 часа)

Цель работы – получить навыки анализа изменений микроструктуры и механических свойств при гомогенизации литых сплавов.

1.1. Теоретическое введение

1.1.1. Неравновесная кристаллизация

Гомогенизационный отжиг предназначен для устранения химической (концентрационной) микронеоднородности сплавов, возникающей вследствие неравновесной кристаллизации расплава. Такую микронеоднородность часто называют дендритной ликвацией. Во многих промышленных цветных сплавах при первичной кристаллизации образуется твердый раствор – основная структурная составляющая сплава. Поэтому рассмотрим процесс кристаллизации такого твердого раствора на примере диаграммы состояния с неограниченной растворимостью в жидком и твердом состоянии (рис. 1.1).

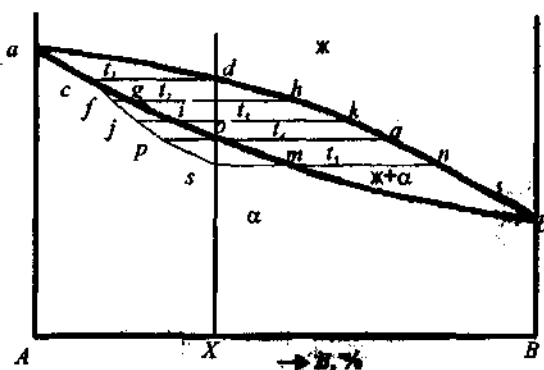


Рис. 1.1. Изменение сред
при неравновесной к

рдого раствора
(кривая cs)

В сплаве X после некоторого ения из расплава
точки d образуются кристаллы твердого раствора состава

Эти кристаллы растут далее при охлаждении сплава в интервале кристаллизации, при этом состав жидкости меняется по линии *ликвидус* (точки *dhkq*), а кристаллы, выделяющиеся из этой жидкости, меняют свой состав по линии *солидус* (точки *cgio*). Это означает, что состав последовательно образующихся кристаллов при любой температуре определяется соответствующей точкой на кривой равновесного солидуса, например точкой *c* при температуре t_1 и точкой *g* при температуре t_2 . Следовательно, с понижением температуры из жидкости выделяются кристаллы, все более богатые компонентом, понижающим точку ликвидуса, в данном случае металлом *B*.

В равновесных условиях при любой температуре в интервале кристаллизации точкой солидуса определяется химический состав всего объема твердого раствора, т.е. не только тех кристаллов, которые выделились ранее, при более высоких температурах, но и тех, которые образовались при данной температуре. Например, при температуре t_2 кристаллы твердого раствора должны иметь состав точки *g* по всему объему. То же самое относится и к составу жидкости (точка *h*) при температуре t_2 . Этот состав относится ко всему объему жидкости, существующей при этой температуре. Такой ход равновесной кристаллизации возможен, если полностью успевают пройти следующие четыре процесса:

- 1) выделение из жидкости кристаллов состава, соответствующего солидусу для каждой температуры, это требует так называемой разделительной диффузии;

- 2) диффузионное выравнивание состава жидкой фазы по всему ее объему в соответствии с составом точки ликвидуса для каждой температуры;

- 3) диффузионное выравнивание состава твердой фазы по всему ее объему в соответствии с составом точки солидуса для каждой температуры;

- 4) диффузионный обмен между жидкой и твердой фазами для приведения их составов в равновесие.

Обеспечение равновесной кристаллизации с полным протеканием перечисленных диффузионных процессов требует очень малых скоростей охлаждения, которые практически не применимы в производстве. Кроме того, рассматривая некоторое приближение к реальному процессу кристаллизации в производственных условиях, необходимо учитывать, что металлические кристаллы растут в форме дендритов. Эти древовидные образования из-за влияния примесей, условий теплоотвода в жидкости и распределения температур на фронте кри-

сталлизации растут, ветвясь и наслаивая один на другой свежие слои выделяющейся из жидкости твердой фазы. Поэтому, чтобы первичные оси дендритов, их центральные слои не отличались по составу от последующих, более богатых компонентом B слоев, прежде всего, необходима выравнивающая диффузия между ранее и позднее образующимися слоями кристалла (процесс 3). Но, чтобы привести твердую фазу в равновесное состояние, одной такой диффузии недостаточно. Например, в кристалле, сердцевина и поверхность которого ранее имели состав, лежащий в точках c и g соответственно, по окончании выравнивающей диффузии при температуре t_2 получается промежуточный состав, лежащий левее точки g (точка f). Поэтому кроме выравнивающей диффузии внутри твердой фазы при равновесных условиях необходимо межфазовое взаимодействие расплава и кристаллов (процесс 4), которое приводит к дополнительному обогащению твердого раствора компонентом B из расплава так, что состав по всему объему твердой фазы оказывается в точке g на солидусе.

В реальных условиях кристаллизации при непрерывном охлаждении с типичными промышленными скоростями из-за повышенной диффузионной проницаемости жидкости первые два из перечисленных выше процессов обычно успевают проходить. А третий и четвертый процессы, т.е. выравнивающая диффузия внутри твердой фазы и диффузионный обмен между жидкой и твердой фазой, полностью не успевают проходить. Образующийся в результате такой кристаллизации неоднородный по своему составу твердый раствор можно охарактеризовать некоторой средней концентрацией, которая должна лежать левее солидуса (см. рис. 1.1). Так, при температуре t_2 средний состав твердой фазы может характеризоваться точкой f . Состав поверхностного слоя кристалла при температуре t_3 определяется точкой i , а средний состав всей твердой фазы должен быть промежуточным между точками f и i . Этот средний состав при температуре t_3 характеризуется точкой j . Если через точки c , f и j провести кривую, то она будет описывать изменение среднего состава неоднородного твердого раствора при определенной скорости охлаждения.

Равновесная кристаллизация сплава X должна заканчиваться при температуре t_4 в точке o . В условиях неравновесной кристаллизации при температуре t_4 еще не вся жидкость будет израсходована, в сплаве X при этой температуре еще присутствует жидкость в количестве, оцениваемом по правилу рычага отношением отрезков po/pq . Поэтому неравновесная кристаллизация будет продолжаться и ниже температуры t_4 до тех пор, пока средний состав твердой фазы не совпа-

дет с составом сплава в точке s . В этот момент поверхностный слой кристалла имеет состав в точке m . Точка s – точка конца кристаллизации сплава X , поэтому эта точка – *неравновесный солидус сплава X* .

Каждый сплав при определенной скорости охлаждения характеризуется своей линией изменения среднего состава твердого раствора и соответственно своей температурой неравновесного солидуса (рис. 1.2). Линия $adfdb$, проходящая через точки конца кристаллизации всех сплавов (для данной скорости охлаждения), называется *неравновесным солидусом системы*.

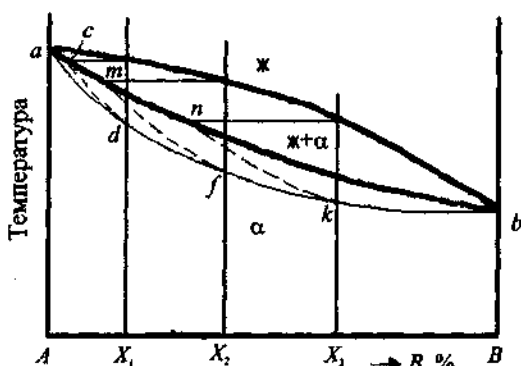


Рис. 1.2. Неравновесный солидус системы с непрерывным рядом твердых растворов: cd , mf и nk – линии изменения среднего состава твердого раствора при неравновесной кристаллизации сплавов X_1 , X_2 и X_3 ; $adfdb$ – неравновесный солидус; $acmnb$ – равновесный солидус

Между линиями равновесного и неравновесного солидуса имеется не только количественная разница в температурах, но и качественное различие. Линия равновесного солидуса является геометрическим местом точек конца кристаллизации сплавов и одновременно геометрическим местом точек состава твердой фазы при любой температуре в интервале кристаллизации. Линия неравновесного солидуса является только геометрическим местом точек конца кристаллизации при конкретных условиях охлаждения.

В результате неравновесной кристаллизации твердого раствора химический состав в сечении каждого дендрита оказывается переменным. На шлифе под микроскопом такие сечения ветвей дендрита называют дендритными ячейками. Оси дендритов – центры ячеек, образовавшиеся при более высоких температурах, обогащены ком-

понентом, повышающим точку солидуса (здесь компонентом A), а межосные пространства и края ячеек, образовавшиеся при более низких температурах, обогащены компонентом, понижающим точку солидуса (компонент B). Из-за разной травимости участков твердого раствора с разной концентрацией на шлифе выявляется специфический дендритный рисунок из дендритных ячеек внутри каждого зерна. Образование неоднородности по химическому составу внутри кристаллитов раствора называется *внутрикристаллитной или дендритной ликвацией*.

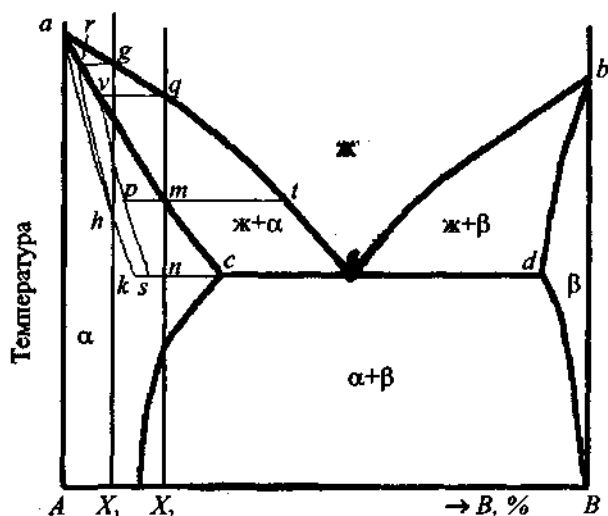


Рис. 1.3. Неравновесная кристаллизация и неравновесный солидус в системе эвтектического типа

В системах эвтектического типа дендритная ликвация приводит к более сильным отклонениям структуры от равновесного состояния (рис. 1.3), чем в системе с непрерывным рядом твердых растворов (см. рис. 1.1 и 1.2). В малолегированном сплаве (X_1 на рис. 1.3) неравновесная кристаллизация протекает так же, как и в системе с непрерывным рядом твердых растворов (например, у сплава X на рис. 1.1). Затвердевание сплава X_1 заканчивается в точке h , когда средний состав твердого раствора совпадает с составом сплава. В более легированном сплаве X_2 средний состав твердого раствора при неравновесной кристаллизации изменяется по кривой ups . Новым

моментом является то, что средний состав твердого раствора не попадает на ординату сплава выше эвтектической температуры. Равновесная кристаллизация сплава X_2 должна закончиться в точке m . В неравновесных условиях ниже температуры точки m состав жидкого раствора изменяется от точки l до эвтектической точки e , и по достижении температуры эвтектической горизонтали в этом сплаве еще присутствует жидкость эвтектического состава в количестве sn/se . Следовательно, сплав X_2 закончит свою неравновесную кристаллизацию эвтектической реакцией при эвтектической температуре (см. рис. 1.3). Равновесная кристаллизация сплава X_2 заканчивается при более высокой температуре в точке m . Таким образом, в результате дендритной ликвации в сплаве, находящемся левее точки предельной растворимости (точка c), т.е. находящемся в области твердого раствора, по эвтектической реакции образуется неравновесная эвтектика. Концентрация, соответствующая точке k , является границей состава сплавов, правее которой при данных условиях охлаждения кристаллизация заканчивается образованием из расплава неравновесной эвтектики. В сплавах по составу левее точки k при данных условиях охлаждения прослойки неравновесной эвтектики по границам дендритных ячеек и зерен быть не должно.

Количество неравновесной эвтектики, образовавшейся при развитии дендритной ликвации, обычно невелико, и поэтому неравновесная эвтектика часто структурно вырождается в β -фазу (α -фаза из эвтектики наслаивается на первичные α -кристаллы). В этом случае в сплаве X_2 по границам α -зерен находятся прослойки β -фазы эвтектического происхождения, а двухфазные эвтектические колонии можно увидеть только в тройных стыках α -зерен, в которых эвтектической жидкости было больше и эвтектика структурно не вырождалась.

В промышленных условиях охлаждения отливок и слитков кристаллизация всегда неравновесная. Так, в системе $Al-Cu$ точка предельной растворимости по равновесной диаграмме состояния при температуре кристаллизации эвтектики (точка c на рис. 1.3) соответствует содержанию меди 5,65 % масс., а в промышленных слитках и отливках включения θ -фазы ($CuAl_2$) из-за образования неравновесной эвтектики по границам дендритных ячеек наблюдаются уже в сплавах, содержащих более 0,3 % Cu .

В результате отклонения от равновесия в процессе кристаллизации литой сплав имеет следующие основные недостатки:

1. Дендритная ликвация понижает температуру солидуса сплава. При быстром нагреве под обработку давлением или закалку изделие

может частично оплавиться. При горячей обработке давлением оплавленные прослойки неравновесной эвтектики вызывают растрескивание заготовки. Такой вид брака называют *красноломкостью* или *горячеломкостью*. Оплавленные по границам зерен прослойки неравновесной эвтектики при нагреве под закалку быстро окисляются, вызывая после охлаждения непоправимое падение и прочности, и пластичности металла детали. Это называется *пережог*.

2. При горячей обработке давлением, например, прокатке и прессовании, микроучастки, имеющие разный химический состав, вытягиваются и может возникнуть строчечная структура, приводящая к анизотропии свойств, т.е. показатели прочности и пластичности будут сильно различаться вдоль строчечности структуры и поперек нее.

3. Появление по границам зерен избыточной хрупкой β -фазы в результате образования прослоек неравновесной эвтектики из-за дендритной ликвации сильно снижает пластичность сплава и при холодной обработке давлением.

4. Центральные участки дендритных ячеек и их границы, имеющие разный химический состав, образуют микрогальванические пары во влажной атмосфере, что снижает стойкость твердого раствора против электрохимической коррозии. Появление неравновесной эвтектики еще больше снижает стойкость сплава против коррозии.

5. Структура и свойства литого сплава нестабильны во времени. В изделии при эксплуатации с кратковременными разогревами могут самопроизвольно протекать постепенное выравнивание состава твердого раствора и рассасывание избыточных фаз. Эти процессы вызывают постепенное изменение свойств, которое может выйти за допустимые пределы.

1.1.2. Гомогенизационный отжиг

Для устранения недостатков литой структуры слитков или фасонную отливку подвергают отжигу – гомогенизации. Структурные изменения при гомогенизационном отжиге состоят в выравнивании состава твердого раствора и в растворении неравновесного количества избыточных фаз. В основе этих процессов лежит диффузия, поэтому гомогенизацию называют также диффузионным отжигом.

Структура сплава X_2 (см. рис. 1.3) в литом состоянии должна представлять собой дендритные ячейки (сечения стволов и ветвей дендритов), оконтуренные включениями второй (β) фазы из вырожденной неравновесной эвтектики. Центр каждой дендритной ячейки, образовав-

шийся в начальный период кристаллизации при наиболее высоких температурах, обеднен вторым компонентом B , а периферия ячейки вблизи включений β -фазы обогащена компонентом B . Его содержание в твердом растворе в окрестности частиц β -фазы соответствует точке предельной растворимости (точке c на рис. 1.3), т.е. этот периферийный слой является насыщенным раствором по отношению к β -фазе. Следовательно, между периферией и центром дендритной ячейки в твердом растворе присутствует градиент концентрации компонента B .

При нагреве сплава X_2 (см. рис. 1.3) из-за стремления всякой системы к увеличению энтропии за счет хаотичного перемешивания атомов разного сорта от периферии дендритных ячеек к их центру возникает диффузионный поток. Выравнивающая диффузия внутри первичных кристаллов, уменьшая концентрацию компонента B в периферийном слое α -фазы, делает этот слой ненасыщенным раствором по отношению к β -фазе, что приводит к растворению последней в α -кристаллах. Таким образом, выравнивание состава внутри первичных кристаллов α -раствора (внутри дендритных ячеек) является контролирующим звеном гомогенизации, определяющим скорость и время полного растворения избыточной β -фазы.

По закону Фика плотность потока диффундирующего вещества J , т.е. количество вещества, проходящего в единицу времени через единицу площади сечения, пропорциональна градиенту концентрации dc/dx вдоль направления x , перпендикулярного этому сечению:

$$J = -D \cdot dc/dx. \quad (1.1)$$

Знак «минус», объясняется тем, что поток направлен из области с повышенной концентрацией в область с пониженным содержанием компонента B . D — коэффициент пропорциональности между плотностью потока и градиентом концентрации, называемый обычно коэффициентом диффузии, чаще всего имеет размерность $\text{см}^2/\text{с}$. Коэффициент диффузии D зависит от природы сплава, типа и состава твердого раствора, размера зерна и особенно резко зависит от температуры:

$$D = D_0 \exp \{-Q/(RT)\}, \quad (1.2)$$

где R — газовая постоянная; T — температура, К; D_0 и Q — константы, практически не зависящие от температуры.

Энергия активации диффузии Q — энергетический барьер, который необходимо преодолеть для перехода атомов из одного положения в

решетке в другое. Дополнительная энергия для такого перехода приобретается атомом от его соседей благодаря тому, что атомы непрерывно колеблются и обмениваются кинетической энергией. Температура входит в показатель степени выражения для коэффициента диффузии (1.2), и, следовательно, небольшие изменения температуры сильно изменяют коэффициент диффузии. С повышением температуры, например от 450 до 650 °С, коэффициент самодиффузии алюминия возрастает на два порядка: приблизительно от 10^{-10} до 10^{-8} см²/с.

В соответствие с выражениями (1.1) и (1.2) основные параметры гомогенизационного отжига – температура нагрева и время выдержки при этой температуре. С повышением температуры и увеличением времени выдержки гомогенизация проходит полнее. Повышение температуры отжига действует несравненно эффективнее, чем увеличение времени выдержки.

Обычно гомогенизацию проводят при температурах $0,8...0,95 T_{пл}$, ближе к верхней границе этого интервала, но ниже точки солидуса, в том числе и неравновесного. Время выдержки зависит не только от температуры отжига, но и от природы сплава, его структуры и степени микронеоднородности в литом состоянии. Чем дисперснее структура литого сплава и тоньше ветви дендритов, чем меньше расстояние между ними и мельче избыточные фазы, что обычно наблюдается при повышенных скоростях охлаждения, тем быстрее протекает гомогенизация, так как пути диффузии короче. Величину пути диффузии (см) при данной температуре можно оценить как:

$$L_{диф} = \sqrt{D\tau}, \quad (1.3)$$

где τ – время выдержки при температуре отжига, с.

Например, в сплаве Al – 5 % Cu при температуре отжига 500 °С, для которой коэффициент диффузии меди в алюминии около 10^{-10} см²/с в соответствии с формулой (1.3), за 3 ч отжига можно ожидать снижение степени концентрационной микронеоднородности меди в дендритных ячейках радиусом менее 30 мкм, а после 10 ч такого же отжига концентрационная микронеоднородность меди должна снижаться в ячейках радиусом до 60 мкм. Поэтому слитки и отливки, затвердевшие при большей скорости охлаждения, обладающие более тонкой структурой, быстрее и полнее гомогенизируются. Энергия активации диффузии по границам зерен меньше, чем внутри зерна, и соответственно выше коэффициент граничной диффузии. Поэтому в мелкозернистом сплаве с сильно развитой межзеренной поверхностью границ диффузия идет быстрее.

Отсюда также следует, что пути диффузии при гомогенизационном отжиге сравнительно коротки (не превышают типичных размеров дендритных ячеек), и поэтому данный вид отжига не может устранить последствий какой-либо макроскопической ликвации в слитке — прямой, обратной или внецентренной, вызывающих различие концентраций в объеме всего слитка, например, между поверхностными слоями и его центром.

Чрезмерно большие выдержки при гомогенизации не целесообразны — они приводят к повышенным потерям металла на окалину, перерасходу энергии на нагрев и к уменьшению производительности. Кроме того, из закона Фика (1.1) следует, что диффузионный поток должен уменьшаться по мере протекания гомогенизации, так как градиент концентрации dc/dx во время гомогенизации уменьшается. Гомогенизация идет как бы с самоторможением. Отсюда следует важный практический вывод: наиболее интенсивно гомогенизация протекает в начальный период отжига.

Время выдержки при гомогенизационном отжиге обычно колеблется в пределах от нескольких до десятков часов (не считая времени прогрева).

1.2. Описание оборудования

Для нагрева используются лабораторные муфельные печи электросопротивления с автоматическим регулятором, поддерживающим температуру внутри муфеля с точностью $\pm 10^\circ\text{C}$. Дополнительный контроль температуры образца может быть осуществлен хромель-алюмелевой термопарой, подключенной к переносному прибору, например цифровому вольтметру. Термопара вставляется в печь через отверстие в дверце муфеля до соприкосновения ее горячего спая с образцом.

Шлифы для микроанализа исходного литого образца и образца после отжига гомогенизации изучаются на металлографическом микроскопе МИМ-7 или МЕТАМ РВ22.

Твердость по Бринеллю определяется на твердомере типа ТШ-2. Образцы для измерения твердости должны иметь плоскую площадку, на которой шлифовкой удаляют окисленный слой.

Испытания на изгиб для сравнения механических свойств до и после гомогенизации проводятся на разрывной машине типа Р5. Испытания проводятся по схеме трехточечного изгиба: образец прямоугольного сечения расположен на двух цилиндрических опорах, изгибающий нож прикладывает усилие к образцу в середине расстоя-

ния между опорами. Любое условное нормальное напряжение, т.е. $\sigma_{0,2}$ – предел текучести или σ_b – предел прочности, в крайнем, растягиваемом волокне рассчитывается по формуле

$$\sigma = M / W, \quad (1.4)$$

где M – изгибающий момент; W – момент сопротивления сечения. Для образца прямоугольного сечения эти величины определяются по формулам

$$M = PL/4; \quad (1.5)$$

$$W = bh^2 / 6; \quad (1.6)$$

P – соответствующее усилие, снятое с диаграммы изгиба в координатах «усилие – прогиб образца» или по показаниям разрывной машины; L – расстояние между опорами; b и h – соответственно ширина и высота сечения образца, мм.

Для предела прочности σ_b значение P_b берется, как и при растяжении, в точке максимума на диаграмме изгиба. Для определения $P_{0,2}$ условного предела текучести $\sigma_{0,2}$ при изгибе на диаграмме изгиба по оси абсцисс необходимо от нуля отложить прогиб $f_{0,2} = [0,002L^2/(bh)]m$, где m – масштаб записи прогиба. Из полученной на оси абсцисс точки провести луч, параллельный упругому участку кривой изгиба до пересечения с ней. В точке пересечения находится $P_{0,2}$. В качестве характеристик пластичности используются величина прогиба f в момент разрушения и угол γ – угол загиба, дополнительный угол к углу, образованному половинками образца.

1.3. Задание по работе

1. Провести исследование влияния гомогенизационного отжига на свойства образцов сплава, которые будут выданы преподавателем, методом испытаний на изгиб с определением показателей прочности и пластичности.

2. Провести сравнительное металлографическое исследование литого и гомогенизированного образцов, зарисовать структуры.

3. Исследовать влияние времени гомогенизации на твердость сплава.

1.4. Требования к отчету о работе

Отчет о работе должен содержать:

- 1) краткий конспект теоретической части работы;
- 2) состав исследуемого сплава, выбранный режим его отжига в связи с диаграммой состояния;

3) таблицы измеренных значений, расчеты соответствующих заданию параметров и таблицы рассчитанных параметров;

4) рисунки микроструктур с обозначениями увеличения, травителя, стрелками указать наблюдаемые фазовые и структурные составляющие;

5) график зависимости твердости от времени гомогенизации;

6) выводы или заключение, объясняющее полученные в работе результаты.

К выполнению работы допускаются только студенты, предъявившие конспект теоретической части работы. К защите допускаются студенты с полностью оформленным отчетом, содержащим выводы по работе.

Литература

Новиков И.И., Строганов Г.Б., Новиков А.И. Металловедение, термическая обработка и рентгенография. М.: МИСиС, 1994. С. 146–154, 226–232.

Контрольные вопросы

1. Что такое внутрикристаллитная ликвация?
2. Какие диффузионные процессы должны протекать при равновесной кристаллизации?
3. Ограничение каких диффузионных процессов приводит к неравновесной кристаллизации?
4. Что такое неравновесный солидус?
5. Каковы особенности неравновесной кристаллизации сплавов эвтектической системы?
6. Что такое вырожденная эвтектика?
7. Какие недостатки литого сплава устраняет гомогенизационный отжиг?
8. При каких гомогенизирующих температурах проводят гомогенизационный отжиг?
9. Каковы основные параметры гомогенизационного отжига?
10. Какие механические свойства сплавов и как должны изменяться при гомогенизационном отжиге?
11. Как влияют параметры литой структуры после кристаллизации на режим и результат гомогенизационного отжига?
12. В каком случае и почему потребуется больше времени для отжига гомогенизации отливки, произведенной в земляную форму или в кокиль?

Лабораторная работа 2

ДОРЕКРИСТАЛЛИЗАЦИОННЫЙ И РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИОННЫЙ ОТЖИГ ЦВЕТНЫХ СПЛАВОВ

(2 + 2 = 4 часа)

Цель работы – получить навыки проведения дорекристаллизационного и рекристаллизационного отжига и анализа изменений микроструктуры и механических свойств при отжиге холоднодеформированного металла.

2.1. Теоретическое введение

2.1.1. Изменение структуры и механических свойств во время холодной деформации

Обработку давлением при нормальной температуре, без нагрева заготовки, обычно называемую холодной обработкой давлением, проводят для получения промежуточной или окончательной формы и размеров детали, при этом можно получить либо наилучшее качество поверхности в сочетании с точностью размеров, либо требуемое упрочнение металла. Независимо от состава сплава и цели проведения холодной обработки давлением металл или сплав всегда упрочняется (рис. 2.1). С увеличением степени холодной деформации ϵ зерна все более вытягиваются в направлении деформации, превращаясь в волокна. Образование зерен – волокон называют *металлографической текстурой*. В объеме каждого зерна возрастает плотность дефектов кристаллического строения (вакансий, дислокаций, дефектов упаковки), особенно дислокаций. Плотность дислокаций ρ (суммарная длина всех дислокаций, отнесенная к объему металла, в котором она измерена. $\rho = \Sigma L/V$ [см⁻²]) во время холодной деформации металла на $\epsilon = 50...60\%$ возрастает от $10^6...10^8$ до $10^{11}...10^{12}$ см⁻². Напряжение сдвига для скольжения дислокаций τ оценивается как

$$\tau = \tau_0 + Agb\sqrt{\rho},$$

где τ_0 – сдвиговое напряжение для скольжения дислокации при отсутствии других дислокаций; A – константа; G – модуль сдвига, характеристика силы межатомных связей; b – вектор Бюргерса дисло-

каций, мера искаженности решетки вокруг дислокации (чаще всего кратчайшее расстояние между атомами).

Таким образом, прирост сопротивления движению дислокаций пропорционален корню из плотности этих накапливающихся в металле из-за деформации дислокаций. Растущее затруднение движению дислокаций по мере холодной деформации приводит к снижению характеристик пластичности.

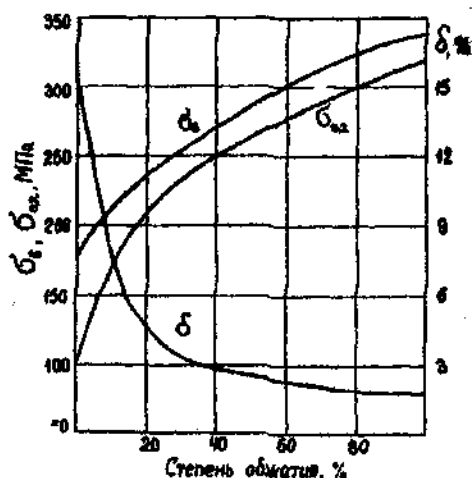


Рис. 2.1. Зависимость предела прочности σ_v , предела текучести $\sigma_{0.2}$

и относительного удлинения δ от степени обжатия ϵ ($\epsilon = \frac{H - h}{H} \cdot 100$)

при холодной прокатке дуралюмина Д1

Рост предела прочности σ_v , предела текучести $\sigma_{0.2}$, твердости и падение относительного удлинения δ , характеризующего способность к дальнейшей деформации, например прокаткой, как показано на рис. 2.1, типичны для **деформационного упрочнения**, которое чаще называют **наклепом** или **нагартовкой**.

Кроме того, в процессе холодной деформации вытягивание зерен сопровождается закономерным разворотом кристаллографических плоскостей и направлений, в которых скользят дислокации. Многие зерна приобретают близкую ориентацию одинаковых плоскостей и направлений относительно оси деформации, в пространстве детали возникает **кристаллографическая текстура** деформации. Предпоч-

тительная ориентировка определенных плоскостей и направлений в разных зернах и волокнистость структуры приводят к резкому различию свойств деформированного металла вдоль и поперек направления деформации – к **анизотропии** свойств.

Из величины работы, затрачиваемой на деформацию, 10...20 % поглощается металлом, поэтому деформированный металл имеет повышенную энергию Гиббса. Такой наклепанный металл стремится уменьшить свою энергию Гиббса и перейти в более равновесное состояние. Как и все другие процессы, в основе которых лежит диффузия, восстановление равновесного состояния металла гораздо быстрее происходит при нагревании, так как с повышением температуры растет коэффициент диффузии (см. лабораторную работу 1). На практике термообработку для восстановления структуры и свойств металла после холодной деформации называют **отжигом**.

В термической обработке всякий отжиг – это нагрев до заданной температуры, выдержка при этой температуре в течение *заданного времени и последующее охлаждение, обычно с небольшой скоростью*.

В зависимости от температуры и времени отжига в холоднодеформированном металле протекают разные структурные изменения, которые подразделяют на процессы *возврата* и процессы *рекристаллизации*. Термическую обработку деформированного металла или сплава, при которой главным процессом является возврат, называют **дорекристаллизационным отжигом**. Термическую обработку деформированного металла или сплава, при которой главным процессом является рекристаллизация, называют **рекристаллизационным отжигом**. Основные параметры этих разновидностей отжига – температура нагрева и время выдержки.

2.1.2. Дорекристаллизационный отжиг

При возврате происходит изменение плотности и распределение дефектов кристаллического строения металла – вакансий и дислокаций, но под световым микроскопом после возврата изменений зеренного строения наклепанного металла обнаружить нельзя. Структура остается волокнистой, как и сразу после холодной деформации.

Существуют два типа возврата: *отдых и полигонизация*.

При *отдыхе* главным структурным изменением является уменьшение избыточной неравновесной концентрации вакансий, образовавшейся в результате деформации. Возможна также в отдельных местах локальная перегруппировка дислокаций разного знака и их аннигиляция, т.е. взаимоуничтожение.

Полигонизация (от греч. polygōnos – многогранник) – это процесс деления зерен на *субзерна* при перераспределении дислокаций. При температурах ниже $0,3T_{пл}$ посредством скольжения и, особенно, переползания дислокации выстраиваются в стенки, которые превращаются в малоугловые границы, разделяющие зерна на фрагменты, называемые субзернами. Процесс переползания дислокаций при образовании субзерен, требующий повышенной концентрации вакансий как самый медленный контролирует полигонизацию.

В металлах, имеющих *высокую* энергию дефектов упаковки, полигонизация идет сравнительно легко. Когда энергия дефектов упаковки *мала*, растянутые дислокации характеризуются очень большой шириной, вследствие чего процессы переползания и поперечного скольжения для них крайне затруднены. Это затрудняет и процесс полигонизации. У алюминия и сплавов на его основе, имеющих значительную энергию дефектов упаковки ($\gamma \sim 135$ мДж/м²), полигонизация идет довольно активно, у меди ($\gamma \sim 40$ мДж/м²) полигонизация идет труднее, а у α -латуни (Cu – 30 % Zn, $\gamma \leq 20$ мДж/м²) полигонизации обычно не наблюдается.

Субзерна, образовавшиеся при полигонизации, с увеличением времени или повышением температуры дорекристаллизационного отжига стремятся укрупняться слиянием. При обычном металлографическом анализе под световым микроскопом структурные изменения, происходящие при дорекристаллизационном отжиге, не выявляются; форма зерен деформированного металла не изменяется, зерна остаются вытянутыми. Полигонизованная структура выявляется с помощью электронного микроскопа.

2.1.3. Рекристаллизационный отжиг

Если отжиг разных деформированных образцов проводить при разных повышающихся температурах, то, начиная с определенной температуры отжига, в холоднодеформированном металле происходят сильные изменения микроструктуры. Под световым микроскопом наряду с вытянутыми деформированными зернами можно различить новые более или менее равноосные мелкие рекристаллизо-

ванные зерна. От старых зерен деформированной матрицы они отличаются не только формой, т.е. равноосностью, но и, что гораздо важнее, более совершенным внутренним строением. Образование и рост зерен с более совершенной структурой за счет исходных деформированных зерен той же фазы называют *первичной рекристаллизацией* или рекристаллизацией обработки.

Новые рекристаллизованные зерна отделены от деформированной матрицы и одно от другого высокоугловыми границами. Если плотность дислокаций в сильно деформированном металле составляет $10^{11} \dots 10^{12} \text{ см}^{-2}$, то после прохождения первичной рекристаллизации она снижается до $10^6 \dots 10^8 \text{ см}^{-2}$. Движущей силой первичной рекристаллизации является накопленная при пластической деформации энергия искажений решетки деформированных зерен, связанная в основном с дислокациями. Рекристаллизованные зерна растут за счет деформированной матрицы, как бы интенсивно «поедая» деформированные зерна.

Различают температуры начала и конца рекристаллизации.

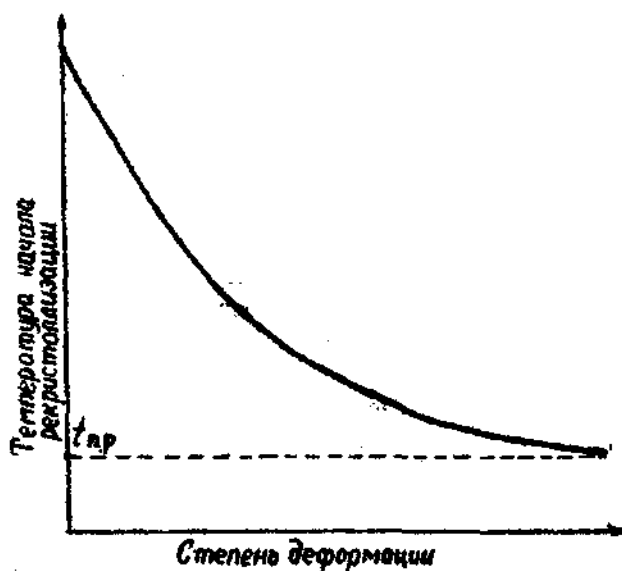


Рис. 2.2. Влияние степени деформации наклепанного металла на температуру начала рекристаллизации

Температура начала рекристаллизации зависит от многих факторов и, прежде всего, от степени деформации при обработке давлением (рис. 2.2). С увеличением степени предварительной холодной деформации температура начала рекристаллизации уменьшается, асимптотически приближаясь к определенной наинизшей температуре, которую называют температурным порогом рекристаллизации $T_{п.р.}$. Для металлов технической чистоты А.А. Бочвар показал, что

$$T_{п.р.} \approx (0,3 \dots 0,4) T_{пл.}$$

Снижение температуры начала рекристаллизации с увеличением степени предварительной деформации обусловлено ростом плотности дефектов решетки, которые повышают внутреннюю энергию металла, в результате чего новые зерна обнаруживаются при более низких температурах.

Первичная рекристаллизация заканчивается, когда полностью исчезают деформированные зерна. У металла, состоящего из множества равноосных рекристаллизованных зерен не совсем правильной формы, поверхностное натяжение границ зерен не уравновешено. Поэтому после окончания первичной рекристаллизации зерно укрупняется. Многие кристаллические зерна растут за счет соседних зерен посредством перехода отдельных атомов или групп атомов через границу раздела от «поедаемого» зерна к растущему. Как правило, зерно с вогнутой границей растет за счет зерна с выпуклой границей, т.е. такая граница зерна движется к центру своей кривизны. Там, где встречаются три зерна, обычно поглощается зерно с более острым углом двух границ. Не исключена возможность того, что с одного края зерно поглощает своего соседа, а с другого края оно само поглощается другим соседом. Но в целом средний размер зерен увеличивается.

Рост одних рекристаллизованных зерен за счет соседних рекристаллизованных зерен называется *собирательной рекристаллизацией*. Движущей силой собирательной рекристаллизации является стремление металла понизить свою внутреннюю энергию, уменьшая площадь поверхности границ зерен. А условием развития собирательной рекристаллизации служит неуравновешенность поверхностного натяжения, стремящегося выпрямить искривленные границы и создать равновесную конфигурацию границ в тройных стыках зерен. Равновесными считаются границы, сходящиеся в тройных стыках под средним углом, близким к 120° .

2.1.4. Размер зерен отожженного металла

Размер рекристаллизованного зерна – одна из важнейших характеристик отожженного металла. В промышленных условиях для повышения производительности процесса рекристаллизационный отжиг проводят при температуре, заметно превышающей температуру начала рекристаллизации, а время выдержки задается больше времени протекания первичной рекристаллизации. Поэтому размер зерна будет определяться как его величиной после первичной рекристаллизации, так и результатом последующей собирательной рекристаллизации.

Анализ изменений размера зерна проводят с использованием таких параметров, как скорость зарождения центров (с.з.ц.) новых зерен и линейная скорость роста (л.с.р.) этих зерен. Размер зерна к моменту окончания первичной рекристаллизации зависит от соотношения этих кинетических характеристик процесса. По окончании первичной рекристаллизации зерно должно быть тем меньше, чем больше с.з.ц. и меньше л.с.р., и наоборот. После окончания первичной рекристаллизации зёрна укрупняются вследствие собирательной рекристаллизации. Поэтому на конечный размер зерна влияет также л.с.р. кристаллитов при собирательной рекристаллизации. Основные факторы, влияющие на конечный размер зерна: температура и время отжига, степень деформации и химический состав, главным образом, примеси.

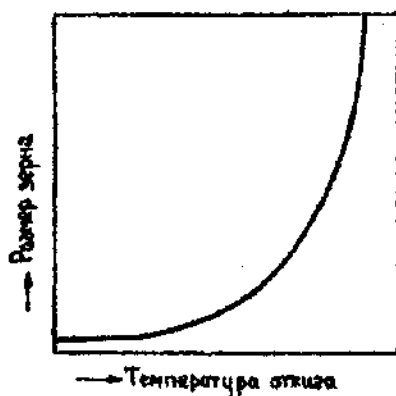


Рис. 2.3. Зависимость размера рекристаллизованного зерна от температуры отжига при постоянном времени выдержки

Повышение температуры при постоянном времени отжига (рис. 2.3) приводит к экспоненциальному укрупнению зерна. Его рост идет с ускорением, что объясняется усилением роли собирательной рекристаллизации в этом процессе и экспоненциальным ростом коэффициента самодиффузии (см. лабораторную работу 1).

С увеличением продолжительности отжига при постоянной температуре зависимость имеет параболический характер: размер зерна вначале возрастает (рис. 2.4), а затем его величина стабилизируется. При длительной рекристаллизации линейная скорость роста зерна постоянна (начальный участок кривой на рис. 2.4 прямолинеен). При собирательной рекристаллизации л.с.р. зерна постепенно уменьшается и размер зерна приближается к предельному для данной температуры значению. Причем с повышением температуры эта предельная величина возрастает (см. рис. 2.4).

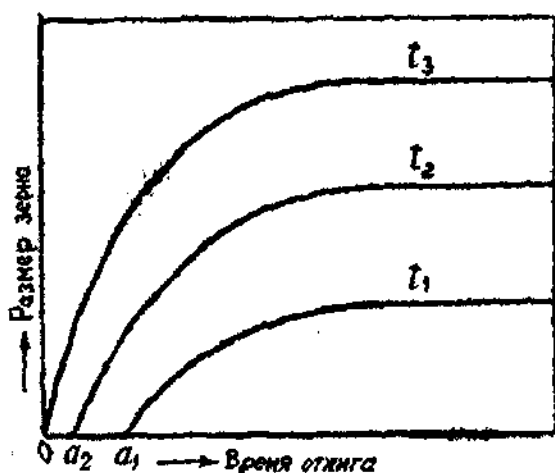


Рис. 2.4. Зависимость размера рекристаллизованного зерна от времени отжига при трех температурах; oa_1 , oa_2 — инкубационные периоды при холодной деформации $t_1, t_2, t_3 > t_2 > t_1$

Затухание роста зерен объясняется несколькими причинами. По мере укрупнения зерна сокращается межкристаллитная поверхность, т.е. площадь поверхности границ зерен, а форма зерен приближается к равноосной. На уменьшающейся межкристаллитной поверхности накапливаются примеси, которые практически полностью затормаживают перемещение границ.

Если при отжиге получен предельный для данной температуры размер зерна, то его можно увеличить, произведя новый отжиг при более высокой температуре, так как с повышением температуры облегчается переход атомов с одного зерна на другое (на рис. 2.4 $t_3 > t_2 > t_1$).

При низких температурах, чуть больших $0,4 T_{пл}$, новые зерна в деформированной матрице обнаруживаются не сразу, а через некоторый промежуток времени, называемый инкубационным периодом. С повышением температуры отжига инкубационный период быстро уменьшается (на рис. 2.4 $oa_2 < oa_1$). В инкубационный период в деформированной матрице происходит подготовка к образованию новых зерен. Но правильнее считать, что и в этот начальный период новые зерна уже возникают и растут, но они еще слишком малы, что создает трудности их обнаружения. Конец инкубационного периода – это фиксируемый данным методом момент обнаружения новых зерен.

График, представленный на рис. 2.5, отображает влияние степени деформации на конечный размер зерна, полученный после прохождения собирательной рекристаллизации. Собирательная рекристаллизация лишь укрупняет зерно, не изменяя качественно характера зависимости размера кристаллитов от степени деформации в момент окончания первичной рекристаллизации.

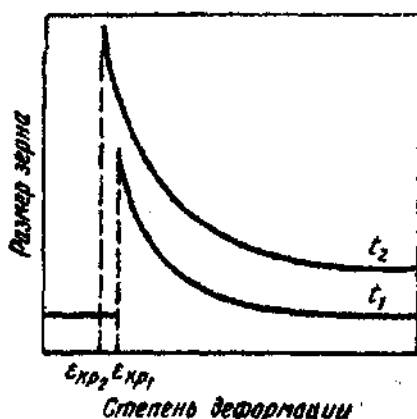


Рис. 2.5. Влияние степени деформации на размер зерна, полученного при последующем отжиге при температурах t_1 и t_2 ; $\epsilon_{кр}$ — критическая степень деформации, $t_2 > t_1$

При сравнительно небольшой критической степени деформации (обычно от 1 до 15 %) при отжиге вырастает очень крупное зерно, иногда достигающее размера в несколько сантиметров. Механизм образования крупного зерна при критической степени деформации отличен от механизма рекристаллизации в закритической области, т.е. при более высоких степенях деформации. Прежде всего следует учесть, что при малой пластической деформации (менее 20 %) наклеп разных соседних зерен резко неоднороден: в одних зернах упрочнение уже началось, а в других еще нет. При нагреве после докритической деформации не происходит первичной рекристаллизации, а происходит быстрый рост отдельных исходных зерен за счет своих соседей. Этот процесс внешне напоминает собирательную рекристаллизацию, движущей силой такой «собирательной» рекристаллизации при отжиге после докритической деформации является разница в накопленной объемной энергии смежных кристаллов, возникающая из-за неодинаковой деформации разных зерен. Чем выше температура отжига, тем меньше критическая степень деформации (см. рис. 2.5), так как благодаря повышенной подвижности атомов при большей температуре меньший наклеп вызывает процесс такой «собирательной» рекристаллизации. Даже при критической деформации плотность дислокаций еще слишком мала, чтобы могли образоваться и расти зародыши первичной рекристаллизации.

При степенях деформации, несколько превышающих критическую, плотность дислокаций возрастает настолько, что параллельно с процессом «поедания» исходными зернами своих соседей в отдельных местах становится возможным образование и рост зародышей новых зерен. Наконец, при достаточно больших степенях деформации возникает такая плотность дислокаций, что раньше, чем начнется рост одних исходных зерен за счет других, повсеместно успевают зародиться и вырасти новые зерна, т.е. весь объем металла охватывается первичной рекристаллизацией. С увеличением степени деформации в закритической области с ростом степени деформации с.з.п. повышается быстрее, чем л.с.р., и размер рекристаллизованного зерна уменьшается (см. рис. 2.5).

На размер рекристаллизованного зерна сильно влияет химический состав. В общем случае можно считать, что с увеличением содержания примесей, закрепляющих границы зерен в металле, размер рекристаллизованного зерна уменьшается. Причиной этого является торможение собирательной рекристаллизации. Особенно сильно на размер зерна влияют элементы, образующие вторые фазы, трудно растворимые в основном металле. Включения затрудняют перемещение границ зерен при собирательной рекристаллизации.

2.1.5. Изменение механических свойств при отжиге после холодной деформации

Типовые случаи зависимости прочностных свойств от температуры отжига при постоянной его продолжительности схематично показаны на рис. 2.6. До температуры начала рекристаллизации наклеп может полностью сохраниться (кривая 1), частично сниматься (кривая 2) или полностью устраняться (кривая 3), иногда может происходить и упрочнение (кривая 4).

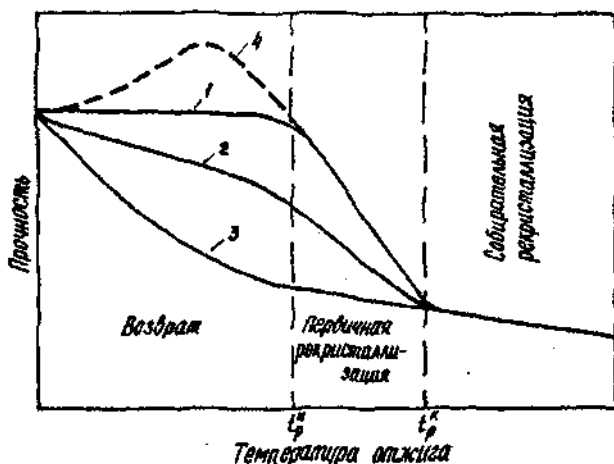


Рис. 2.6. Схема зависимости прочностных свойств наклепанного металла от температуры отжига

Если во время дорекристаллизационного отжига протекает только отдых, связанный главным образом с уменьшением концентрации вакансий, а полигонизация затруднена, то упрочнение от деформации сохраняется (кривая 1). Так ведет себя, например, медь, имеющая малую энергию дефекта упаковки, из-за чего процессы полигонизации в ней развиты слабо.

Если же во время дорекристаллизационного отжига, благодаря высокой энергии дефектов упаковки, развивается полигонизация, связанная с формированием и укрупнением субзерен и очищением их объема от дислокаций, то упрочнение от холодной деформации может существенно снизиться или практически полностью устраниться до начала рекристаллизации. Так ведут себя, например, алюминий (кривая 2) и алюминиевый сплав АМг6 (Al – 6 % Mg – 0,5 % Mn, кривая 3).

Многие медные и никелевые сплавы типа твердых растворов при дорекристаллизационном отжиге заметно упрочняются (кривая 4). Главной причиной такого упрочнения является закрепление дислокаций атомами примесей и легирующих элементов, образующих атмосферы Коттрелла или Сузуки при нагреве после холодной деформации.

Если при температурах ниже температуры начала рекристаллизации наклеп от холодной деформации полностью или частично сохранился, то первичная рекристаллизация резко снижает прочностные свойства, так как плотность дислокаций резко снижается, а пластичность увеличивается.

С повышением температуры отжига между t_p^H и t_p^K (рис. 2.6 и 2.7) увеличивается доля рекристаллизованного объема с низкой плотностью дислокаций и соответственно снижаются прочностные свойства. После того, как наклепанные зерна полностью заменятся значительно более совершенными рекристаллизованными (t_p^K), собирательная рекристаллизация может лишь немного понизить прочностные свойства сплава за счет укрупнения зерна (см. рис. 2.6 и 2.7).

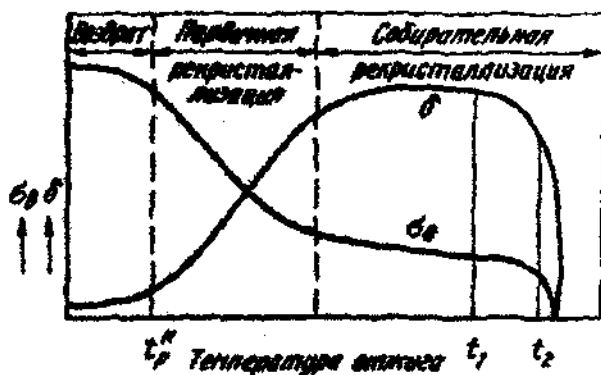


Рис. 2.7. Влияние температуры на предел прочности и относительное удлинение при отжиге холоднодеформированного сплава

Показатели пластичности при отжиге после холодной деформации обычно изменяются обратно тому, как изменяются прочностные свойства: в области возврата сравнительно слабо возрастают, сильно повышаются при первичной рекристаллизации, когда резко падает плотность дислокаций, и мало изменяются при собирательной рекристаллизации (см. рис. 2.7).

Начиная с некоторой температуры (t_1 на рис. 2.7) пластичность плавно уменьшается, так как далеко зашедшая собирательная рекристаллизация приводит к образованию чрезмерно крупного зерна. Это явление называется *перегревом* при рекристаллизационном отжиге.

При очень высоких температурах отжига, приближающихся к температуре плавления (t_2 на рис. 2.7), резко падают и пластичность, и прочность, что вызвано сильным межкристаллитным окислением, а иногда и частичным оплавлением по границам зерен. Это явление называют *пережогом*.

По графикам типа рис. 2.7 выбирают температуру отжига, задаваясь сочетанием показателей прочности и пластичности. Рекристаллизационный отжиг – одна из самых распространенных термических обработок. Его главное назначение – повышение пластичности и снижение сопротивления деформированию перед, во время и после холодной обработки давлением. Например, между операциями холодной прокатки и волочения, перед листовой штамповкой рекристаллизационный отжиг проводят, чтобы восстановить полностью пластичность металла и разупрочнить его для дальнейшей деформации. В этом случае обычно температуру и время отжига выбирают в области конца первичной и вначале собирательной рекристаллизации. Рекристаллизационный отжиг применяют и как окончательную операцию для придания полуфабрикату или изделию необходимого сочетания свойств, используя неполный отжиг. К марке такого металла добавляют обозначения: М – мягкий, ПТ – полутвердый и т.п., характеризуя степень смягчения при отжиге.

Дорекристаллизационный отжиг используют для повышения пластичности при частичном сохранении деформационного упрочнения, когда не требуется полного смягчения, достигаемого рекристаллизационным отжигом (например, в производстве алюминиевых сплавов). Дорекристаллизационный упрочняющий отжиг применяют для повышения упругих свойств пружин и мембран из медных сплавов.

2.2. Описание оборудования

Для нагрева используются лабораторные муфельные печи электросопротивления с автоматическим регулятором, поддерживающим температуру внутри муфеля с точностью $\pm 10^\circ\text{C}$. Дополнительный контроль температуры образца может быть осуществлен хромель-алюмелевой термопарой, подключенной к переносному прибору, например цифровому вольтметру. Термопара вставляется в печь через

отверстие в дверце муфеля до соприкосновения ее горячего спая с образцом.

Шлифы для микроанализа деформированного образца и образцов после отжига – рекристаллизации изучаются на металлографическом микроскопе МИМ-7 или МЕТАМ РВ22.

Твердость по Бринеллю определяется на твердомере типа ТШ-2. Образцы для измерения твердости должны иметь плоскую площадку, на которой шлифовкой удаляют окисленный слой.

2.3. Задание по работе

1. Провести исследование влияния температуры при одинаковом времени отжига на твердость холоднокатаных образцов сплава, которые будут предложены преподавателем, выявить температурные области возврата, первичной и собирательной рекристаллизации.

2. Провести сравнительное металлографическое исследование образцов, отожженных при температуре возврата, первичной и собирательной рекристаллизации, зарисовать структуры.

2.4. Требования к отчету о работе

Отчет о работе должен содержать:

- 1) краткий конспект теоретической части работы;
- 2) состав исследуемого сплава, выбранные режимы его отжига;
- 3) таблицы измеренных значений, расчеты соответствующих заданию параметров и таблицы рассчитанных параметров;
- 4) рисунки микроструктур с обозначениями увеличения, травителя, стрелками указать наблюдаемые фазовые и структурные составляющие, их изменения при отжиге;
- 5) график зависимости твердости по Бринеллю от температуры отжига;
- 6) выводы или заключение, объясняющее полученные в работе результаты.

К выполнению работы допускаются только студенты, предъявившие конспект теоретической части работы. К защите допускаются студенты с полностью оформленным отчетом, содержащим выводы по работе.

ЛИТЕРАТУРА

Новиков И.И., Строганов Г.Б., Новиков А.И. Металловедение, термообработка и рентгенография. М.: МИСиС, 1994. С. 162 – 167, 204 – 213, 230.

КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

1. Как изменяются характеристики прочности и пластичности металла в процессе увеличения степени его холодной деформации?
2. Почему у наклепанного металла повышена внутренняя энергия?
3. Какие структурные изменения свойственны дорекристаллизационному отжигу?
4. Что такое полигонизация?
5. Какие структурные изменения характерны в начале первичной рекристаллизации?
6. Как изменяется плотность дислокаций при первичной рекристаллизации?
7. Что является движущей силой первичной рекристаллизации?
8. Что такое температурный порог рекристаллизации и каков его уровень в долях от температуры плавления сплава?
9. В чем природа собирательной рекристаллизации?
10. Как и почему различаются зависимости размера рекристаллизованного зерна от температуры отжига и от времени отжига?
11. Почему размер зерна сильно растет при отжиге сплава с критической степенью деформации?
12. Почему размер зерна отожженного металла уменьшается с увеличением степени закритической деформации?
13. Как и почему изменяются механические свойства после рекристаллизационного отжига?
14. Какие сплавы и почему смягчаются при дорекристаллизационном отжиге?
15. Чем следует руководствоваться при выборе режима рекристаллизационного отжига?

Лабораторная работа 3

ОТЖИГ, НОРМАЛИЗАЦИЯ, ЗАКАЛКА И ОТПУСК СТАЛЕЙ

(2 + 2 = 4 часа)

Цель работы – получить навыки проведения отжига, нормализации, заковки и отпуска сталей и проанализировать связь изменений микроструктуры с твердостью стали после этих видов термической обработки.

3.1. Теоретическое введение

3.1.1. Отжиг и нормализация сталей

3.1.1.1. Превращения переохлажденного аустенита

Углеродистые стали – это сплавы железа с углеродом (0,1...1,7 % C). Различают стали конструкционные (до 0,6 % C) и инструментальных (более высокое содержание углерода).

Согласно диаграмме состояния (рис. 3.1), все стали, находящиеся в γ -области, при охлаждении ниже температуры 727 °C претерпевают эвтектоидную реакцию, в результате которой аустенит γ распадается на феррит α и цементит по реакции: $\gamma \leftrightarrow \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$. Эта реакция является основой нескольких разновидностей отжига II рода, которые применяются в термообработке сталей.

Отжиг II рода основывается на использовании диффузионного (нормального) фазового превращения при нагреве и охлаждении сплава для коренного изменения его структуры и свойств. Таким фазовым превращением для сталей является эвтектоидная реакция. В отличие от отжига II рода, отжиг I рода, к которому относятся гомогенизационный отжиг, рекристаллизационный отжиг и т.п., рассмотренные в 1 и 2 лабораторных работах, предназначен для восстановления равновесного состояния после какой-либо предшествующей обработки только за счет нагрева без фазового превращения.

Дисперсность продуктов эвтектоидного превращения, протекающего во время охлаждения при отжиге II рода стали, как и другие диффузионные превращения в твердом состоянии, сильно зависит от скорости охлаждения. При температуре 727 °C (общепринятое обозначение эвтектоидной горизонтали PSK, линия A_1 на рис. 3.2)

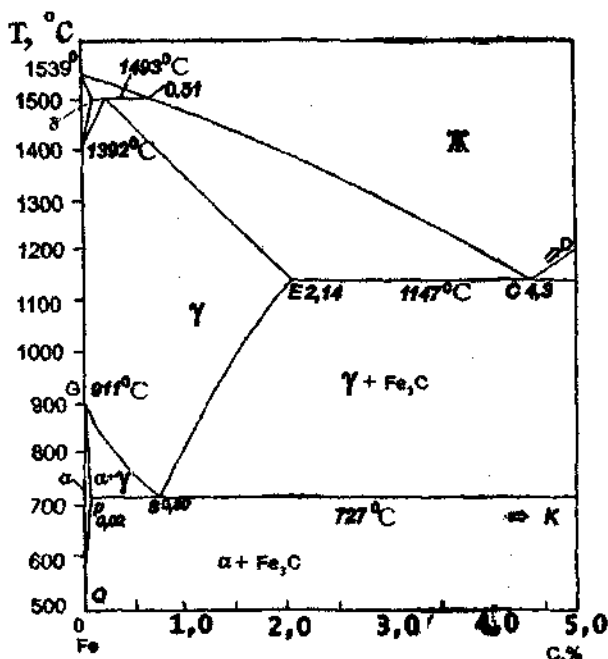


Рис. 3.1. Диаграмма состояния Fe – C

аустенит находится в термодинамически устойчивом равновесии со смесью феррита и цементита. Чтобы начался распад аустенита, необходимо его переохладить ниже 727°C. Например, образец стали эвтектоидного состава, содержащий 0,8 % C (марка такой стали У8), нагретый до температуры 760 °С, перенесем в среду с температурой 650 °С (переохлаждение 77°) и будем через определенные промежутки времени измерять какое-нибудь его свойство, например интенсивность намагничивания. На протяжении некоторого времени намагничиваемость меняться не будет. И лишь после инкубационного периода начавшееся повышение намагничиваемости покажет, что началось превращение, так как аустенит парамагнитен, а феррит ферромагнитен, и чем феррита больше, тем больше намагничиваемость. Продолжая эксперимент далее, можем обнаружить время, когда намагничиваемость перестанет изменяться, это время конца превращения. Проводя подобные эксперименты при разных температурах и откладывая на графике для каждой температуры время начала

и конца превращения, получим картину кинетики эвтектоидного превращения. Полученный график называют диаграммой изотермического превращения аустенита (рис. 3.2 – для стали У8), кривые, изображенные на нем, называют С-образными или С-кривыми за их характерную форму.

Устойчивость переохлажденного аустенита при разных температурах переохлаждения характеризуется инкубационным периодом, т.е. тем отрезком времени (от оси ординат до левой С-кривой, рис. 3.2), в течение которого применяемые методы не фиксируют появления продуктов распада. В эвтектоидной стали при температурах около 580 °С переохлажденный аустенит наименее устойчив – самый короткий инкубационный период. Область вблизи этой температуры часто называют «носом» С-кривой.

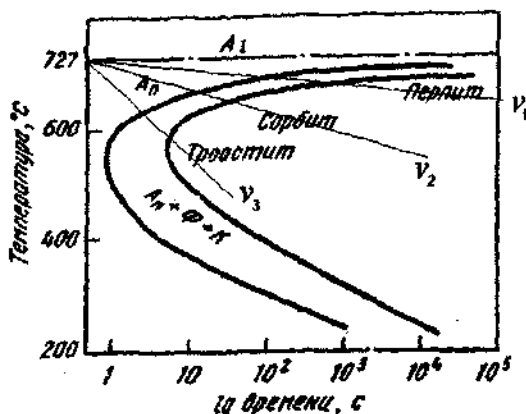


Рис. 3.2. Диаграмма изотермического распада аустенита в эвтектоидной стали: А – устойчивый аустенит; A_n – переохлажденный аустенит; Φ – феррит; К – карбид

В переохлажденном аустените эвтектоидная смесь феррита с цементитом растет из отдельных центров в виде пластинчатых колоний, в которых пластинки феррита перемежаются с пластинками цементита.

Важнейшей характеристикой эвтектоида является дисперсность феррита и цементита внутри его колоний. Мерой этой дисперсности служит межпластинное расстояние. Межпластинное расстояние в эвтектоиде уменьшается с увеличением степени переохлаждения аустенита или скорости охлаждения, различные скорости охлаждения показаны на рис. 3.2 линиями v_1 , v_2 и v_3 .

Преобразование переохлажденного аустенита выше «носа» С-кривой – это перлитное превращение, оно является типичным диффузионным процессом распада γ -раствора на смесь двух фаз (феррита и цементита) с резко различной концентрацией углерода. В зависимости от дисперсности ферритоцементитной смеси различают перлит, сорбит и троостит (см. рис. 3.2). Перлит образуется при небольших степенях переохлаждения (температуры выше $650\text{ }^{\circ}\text{C}$, охлаждение образцов с печью со скоростью несколько градусов в минуту – v_1), и строение его можно выявить при средних увеличениях светового микроскопа. Сорбит образуется при более высоких степенях переохлаждения (интервал температур $650\ldots 600\text{ }^{\circ}\text{C}$, охлаждение на воздухе со скоростью в несколько десятков градусов в минуту – v_2). Поэтому он более дисперсен и микростроение пластинчатых колоний сорбита выявляется только при больших увеличениях микроскопа. Троостит образуется при еще больших степенях переохлаждения, при температурах вблизи «носа» С-кривой (охлаждение в масле со скоростью в несколько десятков градусов в секунду – v_3). Колонии троостита растут в виде сферолитов, и их внутреннее строение трудно выявить даже при очень больших увеличениях светового микроскопа. Электронно-микроскопическое исследование троостита показывает, что он отличается от перлита только малой толщиной пластинок феррита и цементита. С увеличением дисперсности эвтектоидной смеси возрастают твердость, предел прочности и предел текучести.

Так как подразделение эвтектоида на перлит, сорбит и троостит условно и между ними нет четкой границы, то их различают по твердости. Например, в стали У8 твердость перлита, сорбита и троостита соответственно равна $170\ldots 230\text{ HB}$; $230\ldots 330\text{ HB}$ и $330\ldots 400\text{ HB}$.

На диаграммах изотермического превращения аустенита в до- и заэвтектоидных сталях должны быть нанесены линии начала выделения избыточной фазы: феррита или вторичного цементита (рис. 3.3). У доэвтектоидных сталей избыточный феррит должен выделяться при охлаждении ниже линии GS (см. рис. 3.1), которую еще называют линией A_3 . С увеличением скорости охлаждения (степени переохлаждения) уменьшается количество успевающего обособиться избыточного феррита. Избыточный феррит, не успевший обособленно выделиться из аустенита, входит в состав эвтектоидной сорбитной или трооститной смеси. Такой эвтектоид с повышенным по сравнению с концентрацией в эвтектоидной точке S содержанием железа назван А.А. Бочваром квазиэвтектоидом. В заэвтектоидных сталях квазиэвтектоид обогащен углеродом.

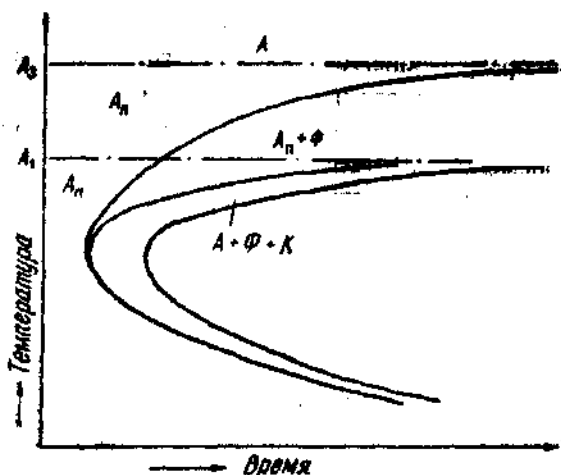


Рис. 3.3. Диаграмма изотермического распада аустенита в доэвтектоидной стали: A – устойчивый аустенит; A_n – переохлажденный аустенит; Φ – феррит; K – карбид

При достаточно большом переохлаждении выделение из фазы в виде самостоятельной структурной составляющей полностью подавляется, и сталь неэвтектоидного состава в этом случае имеет чисто квазиэвтектоидную структуру, т.е. составы квазиэвтектоида и стали одинаковы.

3.1.1.2. Отжиг доэвтектоидных сталей

При отжиге доэвтектоидная сталь после нагрева выше критической точки $A_{с3}$ (линия GS) на $20...50\text{ }^{\circ}\text{C}$ (рис. 3.4) медленно охлаждается вместе с печью. Охлаждение при отжиге проводят с такой малой скоростью (порядка нескольких градусов в минуту), чтобы аустенит распадался при небольшой степени переохлаждения. Так как превращение аустенита при отжиге полностью завершается при температурах значительно выше «носа» S -кривых, то отжигаемые изделия можно извлекать из печи при температурах $500...600\text{ }^{\circ}\text{C}$ для дальнейшего охлаждения на спокойном воздухе (если не опасны термические напряжения).

Отжиг преследует следующие основные цели: смягчение стали перед обработкой резанием, устранение пороков структуры, возникших при предыдущей обработке металла (литье, горячей деформации, сварке и термообработке), и уменьшение остаточных

напряжений. Например, после литья стали в отливках часто образуется из крупного аустенитного зерна грубая ферритоперлитная структура с избыточным ферритом в виде вытянутых кристаллов характерной кристаллографической ориентировки, называемая видманштеттовой структурой, при которой низка ударная вязкость. Для устранения указанных недостатков структуры необходимо провести полную фазовую перекристаллизацию доэвтектоидной стали. Важно, что при нагреве стали до температуры $A_{c3} + 20 \dots 50^\circ\text{C}$ образуется *мелкое аустенитное зерно*, из которого при охлаждении складывается *равномерная и мелкая структура*, состоящая из пластинок феррита и перлита.

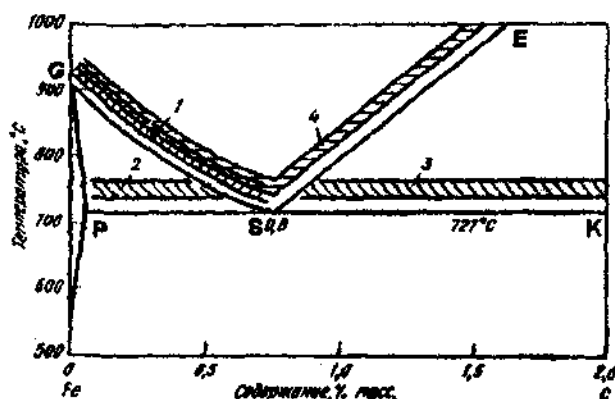


Рис. 3.4. Температура нагрева для отжига и нормализации сталей:
1 — полный отжиг; 2 — неполный отжиг; 3 — сфероидизирующий отжиг; 4 — нормализация

Неполный отжиг проводят при нагреве до температуры выше A_{c1} , но ниже A_{c3} (см. рис. 3.4). Этот отжиг для доэвтектоидных сталей имеет ограниченное применение, так как не приводит к перекристаллизации избыточного феррита и, следовательно, не может устранить пороки стали, связанные с нежелательными формой и размерами избыточного феррита. Неполный отжиг доэвтектоидной стали используют для смягчения ее перед обработкой резанием, так как в результате эвтектоидного превращения образуется мягкий перлит, и такой отжиг дает экономию времени и снижение себестоимости обработки.

3.1.1.3. Отжиг заэвтектоидных сталей

Отжиг с нагревом выше A_{cm} (линия SE на рис. 3.4) к заэвтектоидным сталям вообще не применяют, так как при медленном охлаждении после такого нагрева выделяется **грубая сетка вторичного цементита**, ухудшающая механические свойства. К заэвтектоидным сталям применяют неполный отжиг с нагревом выше A_{c1} (выше линии SK) до температуры $740...770^\circ\text{C}$ и последующим медленным охлаждением. При таком нагреве в аустените остается большое число нерастворившихся включений цементита, которые служат центрами кристаллизации во время распада аустенита при последующем охлаждении. В результате образуется структура зернистого перлита, поэтому этот отжиг и называется отжигом-сфероидизацией.

Если при однократном отжиге не происходит полной сфероидизации цементита, то применяют циклический отжиг, являющийся разновидностью неполного отжига. Сталь несколько раз нагревают до температуры 740°C и охлаждают до температуры 680°C . Пластинки цементита при каждом нагреве частично растворяются в аустените. Растворение идет преимущественно с вершин и ребер пластин, у которых меньше радиус кривизны r . Согласно формуле Томсона – Фрейндлиха

$$C_r / C_\infty = \exp(2\gamma V / kTr),$$

где C_r – концентрация раствора углерода в аустените возле вершин и ребер частицы с малым радиусом кривизны; γ – поверхностная энергия межфазной границы; V – атомный объем; k – константа Больцмана; T – температура, r – радиус кривизны. Чем меньше радиус r , тем больше такой концентрации вблизи ее плоских граней C_∞ . При каждом охлаждении выделяется цементит из аустенита на нерастворившихся остатках цементитных пластин, причем выделение идет преимущественно на плоских гранях вдали от вершин и ребер. Попеременно растворяясь и подрастая, цементитная пластинка постепенно округляется.

3.1.1.4. Нормализация сталей

При нормализации стали нагревают до температур на $30...50^\circ\text{C}$ выше линии GSE и охлаждают на спокойной воздухе (см. рис. 3.4). Ускоренное по сравнению с отжигом охлаждение обуславливает несколько большее переохлаждение аустенита. Поэтому при нормализации получается более тонкое строение эвтектоида (сорбит). Кроме того, частично подавляется выделение избыточной фазы (феррита или вторичного цементита), и, следовательно, образуется квазиэвтек-

тоид. После нормализации сталь должна иметь **большую прочность и твердость**, чем после отжига.

Нормализацию чаще всего применяют как промежуточную операцию для смягчения стали перед обработкой резанием, для устранения пороков строения и общего улучшения структуры перед закалкой. Таким образом, назначение нормализации как промежуточной обработки аналогично назначению отжига. Так как нормализация гораздо выгоднее отжига, то ее всегда следует предпочесть отжигу, если эти виды обработки дают одинаковые результаты. Но нормализация не всегда может заменить отжиг как операцию смягчения стали.

Нормализацию широко применяют вместо смягчающего отжига к малоуглеродистым сталям, в которых аустенит слабо переохлаждается. Но она не может заменить смягчающий отжиг высокоуглеродистых сталей, которые весьма ощутимо упрочняются при охлаждении на воздухе из-за значительного переохлаждения аустенита.

В заэвтектоидной стали нормализация устраняет грубую сетку вторичного цементита. При нагреве выше точки A_{cm} (выше линии SE) вторичный цементит растворяется, а при последующем ускоренном охлаждении на воздухе он не успевает образовать грубую сетку, понижающую свойства стали.

3.1.2. Закалка углеродистых сталей

3.1.2.1. Мартенситное превращение

Распад аустенита на ферритокарбидную смесь – диффузионный процесс, связанный с перераспределением углерода в аустените, т.е. с диффузионным перемещением атомов на расстояния, намного превышающие период решетки аустенита. Закалка – это резкое охлаждение стали, нагретой до температур аустенитной области, погружением в холодную воду. При охлаждении углеродистой стали со скоростью в несколько сотен градусов в секунду аустенит не распадается на ферритокарбидную смесь, так как подвижность атомов при сильном переохлаждении ниже точки A_1 слишком мала. Но фиксации аустенита при комнатной температуре не происходит, так как в углеродистой стали, начиная с некоторой температуры, может существовать метастабильная фаза – мартенсит, обладающая энергией Гиббса, меньшей, чем аустенит.

Мартенситная фаза отсутствует на диаграмме состояния Fe–C, так как в равновесных условиях, когда система обладает минимумом энергии Гиббса, структура стали ниже точки A_1 состоит из смеси

двух стабильных фаз: феррита и цементита. Мартенсит при любых температурах обладает большей энергией Гиббса, чем эта смесь. Но, начиная с определенной температуры ниже точки A_1 , мартенсит обладает меньшей энергией Гиббса, чем переохлажденный аустенит. Таким образом, превращение аустенита в мартенсит приводит систему к относительному минимуму энергии Гиббса.

Мартенситное превращение не связано с диффузионным перераспределением углерода и железа в решетке аустенита, это сдвиговое бездиффузионное превращение. Химический состав кристаллов мартенсита и исходного аустенита одинаков. Мартенсит отличается от аустенита только кристаллической решеткой: у аустенита гранецентрированная кубическая решетка γ -железа, а у мартенсита тетрагональная, близкая к объемно-центрированной кубической решетке α -железа. При больших переохлаждениях в условиях малой подвижности атомов полиморфное превращение $\gamma \rightarrow \alpha$ происходит, а углерод не успевает выделиться из раствора в виде карбидной фазы. В α -железе растворимость углерода в равновесных условиях ничтожна. Образующаяся в результате полиморфного превращения аустенита фаза – *мартенсит* – *является пересыщенным раствором внедрения углерода в α -железе*.

Превращение аустенита в мартенсит при охлаждении начинается с определенной (для каждой марки стали) температуры, которая называется мартенситной точкой M_n (рис. 3.5). Температура начала мартенситного превращения не зависит от скорости охлаждения в практически используемом диапазоне скоростей. Температура начала мартенситного превращения M_n снижается с увеличением содержания углерода в стали. На рис. 3.5 на C-диаграмму стали У8 нанесены температуры начала (M_n) и конца (M_k) мартенситного превращения.

При температуре мартенситной точки M_n превращение только начинается, появляются первые кристаллы мартенсита. Скорость роста кристаллов мартенсита близка к скорости звука в стали: около 1000 м/с. Чтобы мартенситное превращение развивалось, необходимо непрерывно охлаждать сталь ниже мартенситной точки. Если охлаждение приостановить и выдерживать сталь при постоянной температуре ниже мартенситной точки, то образование мартенсита почти сейчас же прекращается. Эта особенность наиболее ярко отличает кинетику мартенситного превращения от перлитного, которое ниже точки A_1 всегда доходит до конца, т.е. оканчивается полным исчезновением аустенита.

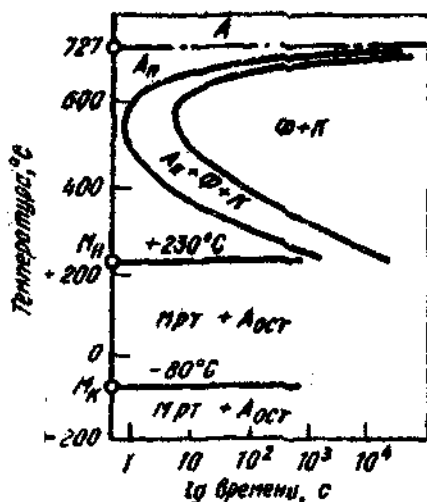


Рис. 3.5. С-диаграмма с мартенситными точками для стали с 0,8 % С:
 А – устойчивый аустенит; A_n – переохлажденный аустенит;
 $A_{ост}$ – остаточный аустенит; Мрт – мартенсит; Ф – феррит; К – карбид

В углеродистых сталях при температуре конца мартенситного превращения (точка M_k) остается некоторое количество остаточного аустенита. Количество мартенсита в углеродистой стали данной марки определяется температурой, до которой охлаждается при закалке образец, и нарастает с понижением температуры в интервале $M_n...M_k$.

После «мгновенного» образования мартенситного кристалла (точка M_n) он не растет. Следовательно, количество мартенсита при охлаждении увеличивается не путем подрастания уже образовавшихся кристаллов, а в результате «мгновенного» возникновения все новых и новых кристаллов. Эта особенность также резко отличает сдвиговое мартенситное превращение от перлитного. При перлитном (диффузионном) превращении процесс распада аустенита развивается не только за счет образования новых колоний эвтектоида, но и за счет роста ранее образовавшихся колоний.

Первые мартенситные пластины как бы рассекают зерна аустенита на отсеки (рис. 3.6). Размеры позднее образующихся мартенситных пластин ограничены границами этих отсеков, причем новые пластины делят зерно аустенита на еще более мелкие отсеки и т.д.

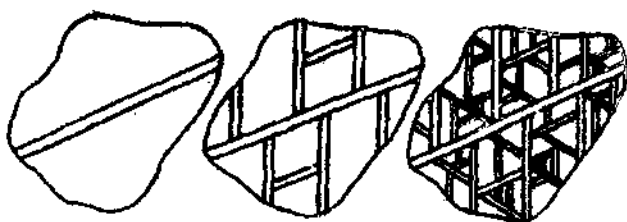


Рис. 3.6. Схема образования мартенситных пластин разной длины в одном аустенитном зерне

Под микроскопом пластины мартенсита под произвольным углом пересекаются плоскостью шлифа, и возникает ложное впечатление об их игольчатой форме. Поэтому их часто называют иглами, различая мелко- и крупноигльчатый мартенсит. Так как размеры первых пластин мартенсита определяются размерами аустенитного зерна, то все факторы, приводящие к его укрупнению, делают более грубо пластинчатым сам мартенсит. Поэтому перегрев стали при закалке, вызывающий рост аустенитного зерна, дает «крупноигльчатый» мартенсит.

При закалке высокоуглеродистых сталей образуется пластинчатый мартенсит, в низкоуглеродистых – пакетный (реечный). Пакетный мартенсит состоит из очень тонких реек, припасованных одна к другой и образующих более или менее равноосный пакет. Ширина реек столь мала (0,1...0,2 мкм), что под световым микроскопом они не видны. В одном аустенитном зерне может образоваться несколько пакетов мартенсита. В среднеуглеродистых сталях встречаются оба морфологических типа мартенсита: пластинчатый и пакетный.

При закалке на мартенсит резко возрастает твердость стали. Например, твердость эвтектоидной стали в отожженном состоянии равна 180 НВ, а в закаленном 650 НВ. Высокая твердость сталей, закаленных на мартенсит, обусловлена, главным образом, возникновением сильных искажений в решетке пересыщенного α -раствора за счет внедрения атомов углерода и закреплением дислокаций атмосферами атомов углерода.

3.1.2.2. Нагрев и охлаждение при закалке стали

Наиболее важные параметры при закалке стали – температура нагрева и скорость охлаждения.

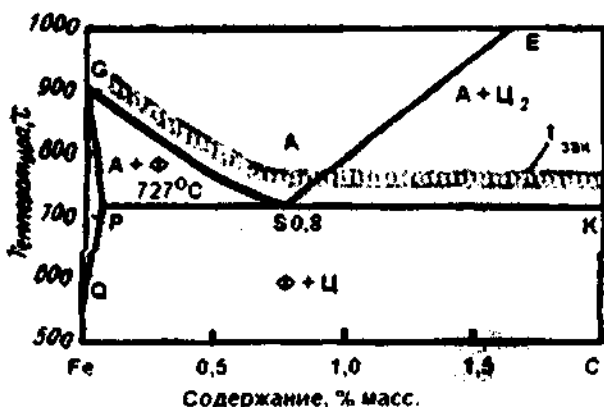


Рис. 3.7. Интервал нагрева под закалку углеродистых сталей

Температуры нагрева под закалку углеродистых сталей выбирают по диаграмме состояния (рис. 3.7). Дозавтектоидные стали закаливают с температур, превышающих точку A_3 (линию GS) на 30...50 °C.

Завтектоидные стали закаливают с температур, превышающих точку A_1 на 35...60 °C. После закалки завтектоидной стали с температур в интервале $A_1...A_{cm}$ (интервал температур между линиями SE и SK), наряду с мартенситом, присутствуют глобулы вторичного цементита, которые повышают износостойкость инструмента. Нагрев до температур выше A_{cm} (выше линии SE) вреден, так как твердость при этом снижается из-за растворения твердых частиц цементита и повышения количества остаточного аустенита, укрупняется аустенитное зерно, усиливается обезуглероживание (выгорание углерода) поверхности и растут закалочные напряжения.

Продолжительность выдержки при температуре нагрева должна быть такой, чтобы состав аустенита по углероду в разных точках стал однородным.

Режим охлаждения при закалке должен препятствовать возникновению сильных закалочных напряжений, приводящих к короблению изделий и образованию закалочных трещин. Закалочные напряжения складываются из термических и структурных напряжений.

При закалке всегда возникает перепад температур по сечению изделия. Разная величина термического сжатия наружных и внутренних слоев из-за разных скоростей их охлаждения обуславливает возникновение термических напряжений.

Мартенситное превращение связано с увеличением объема на несколько процентов. Поверхностные слои раньше достигают мартенситной точки, чем сердцевина изделия. Мартенситное превращение и связанное с ним увеличение объема происходят в разных точках сечения изделия не одновременно, что приводит к возникновению структурных напряжений.

Суммарные закалочные напряжения растут с увеличением температуры нагрева под закалку и с повышением скорости охлаждения, так как в обоих случаях увеличивается перепад температур по сечению изделия. Наиболее опасным в отношении закалочных напряжений является интервал температур ниже мартенситной точки M_s , так как в этом интервале к термическим напряжениям добавляются структурные напряжения из-за образования мартенсита, который к тому же является хрупкой фазой. Выше мартенситной точки возникают только термические напряжения, причем сталь находится в аустенитном состоянии, а аустенит пластичен.

Как показывает С-диаграмма, быстрое охлаждение необходимо в районе наименьшей устойчивости переохлажденного аустенита (см. рис. 3.5), т.е. в районе «носа» С-кривой. Для большинства сталей этот район находится в интервале $650 \dots 400^\circ\text{C}$. Если сталь охлаждается здесь недостаточно быстро, то часть аустенита претерпевает распад с образованием троостита, а оставшая часть превращается в мартенсит. Получающаяся структура, называемая троостомартенситом, является браком при закалке.

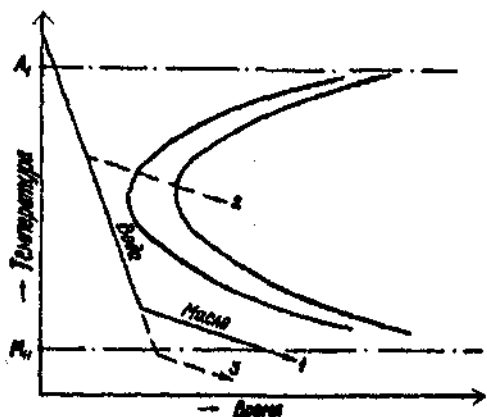


Рис. 3.8. Закалка через воду в масло (закалка в двух средах):
1 – нормальный режим; 2 – недоохлаждение в воде; 3 – переохлаждение в воде

Для уменьшения скорости охлаждения в мартенситном интервале применяют закалку в двух средах (рис. 3.8). Вначале деталь погружают в воду и после короткой выдержки в воде переносят в масло. Поэтому такой способ закалки называют *закалкой через воду в масло*. Быстрое охлаждение в воде предотвращает перлитное превращение, а последующее замедленное охлаждение в масле уменьшает закалочные напряжения в мартенситном интервале. Как передержка, так и недодержка в воде может привести к браку. При недодержке в воде произойдет частичный или полный распад аустенита и твердость будет занижена, а при передержке возникнут более сильные закалочные напряжения, которые могут привести к короблению и образованию трещин.

Ступенчатая закалка является другим способом уменьшения скорости охлаждения в мартенситном интервале (рис. 3.9). С температуры закалки изделие быстро погружают в ванну с горячей средой, а затем после некоторой выдержки извлекают на воздух или погружают в холодное масло.

Температуру горячей среды (температуру «ступеньки») выбирают с помощью С-кривой на $20...30^{\circ}\text{C}$ выше мартенситной точки M_n в области высокой устойчивости переохлажденного аустенита.

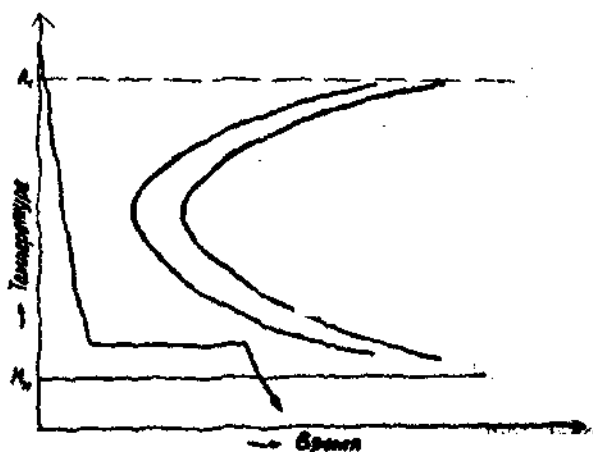


Рис. 3.9. Ступенчатая закалка

Время выдержки в горячей среде (длина «ступеньки») должно быть меньше времени инкубационного периода при соответствующей температуре. При ступенчатой закалке происходит выравнива-

ние температуры по сечению изделия во время выдержки в горячей среде. Мартенситное превращение после этой выдержки происходит при медленном охлаждении и одновременно по всему объему, в результате чего уменьшаются закалочные напряжения.

Твердость эвтектоидной стали после закалки на мартенсит около 650 НВ, но такую твердость нельзя измерить на приборе Бринелля обычным стальным шариком. Для этого используют либо шарик из твердого сплава, либо алмазный конус в качестве индентора (метод Роквелла).

В закаленном состоянии углеродистые стали не применяют из-за очень высокой хрупкости мартенсита. После закалки всегда следует отпуск, уменьшающий закалочные напряжения и повышающий пластичность стали.

3.1.3. Отпуск углеродистых сталей

3.1.3.1. Изменения структуры и свойств закаленной стали при отпуске

Структура закаленной стали метастабильна. При нагреве после закалки, благодаря увеличивающейся подвижности атомов, создаются условия для процессов, изменяющих структуру стали в направлении к более равновесному состоянию.

Основные процессы при отпуске закаленной стали связаны с распадом мартенсита и остаточного аустенита и со структурными изменениями продуктов этого распада: α -раствора и карбида.

Условно принято выделить три «превращения» при отпуске. Первое превращение при отпуске происходит в интервале 100...200 °С и состоит в изменении строения мартенсита, при этом растворенный углерод выделяется с образованием промежуточного карбида. Второе превращение (в интервале 200...300 °С) состоит в распаде остаточного аустенита и мартенсита с образованием феррита и промежуточного карбида, перестраивающегося затем в цементит. В интервале третьего превращения (300...400 °С) промежуточный карбид заменяется цементитом и заканчивается выделение углерода из α -раствора. От 400 °С до точки A_1 происходит укрупнение и сфероидизация цементита, он становится зернистым.

Прочностные характеристики (предел прочности, предел текучести и твердость) непрерывно уменьшаются с ростом температуры отпуска выше 300 °С, а показатели пластичности (относительное удлинение, сужение и ударная вязкость) непрерывно повышаются.

3.1.3.2. Виды отпуска сталей

В зависимости от температуры нагрева различают низкий, средний и высокий отпуск.

Низкий отпуск на отпущенный мартенсит (120...250 °С) широко применяют после закалки инструментов. Цель низкого отпуска – уменьшение остаточных закалочных напряжений и некоторое повышение пластичности. Температуру низкого отпуска выбирают такой, чтобы твердость и износостойкость (инструмента) не уменьшились.

Средний отпуск на троостит (350...450 °С) – сравнительно редкая операция. Он применяется тогда, когда необходимо сочетание высокой прочности, упругости и вместе с тем достаточной вязкости. Среднему отпуску подвергают пружины и рессоры.

Высокий отпуск на сорбит (450...650 °С) широко применяют в машиностроении к изделиям из конструкционной стали, которые должны иметь достаточную прочность, пластичность и хорошо сопротивляться ударным нагрузкам.

Двойная операция получения сорбита – закалка с высоким отпуском – называется *улучшением*. Такой сорбит имеет зернистую структуру и обеспечивает повышенную ударную вязкость и пластичность стали по сравнению с пластинчатым сорбитом после одинарной обработки – нормализации. Улучшение применяется к среднеуглеродистым сталям, содержащим от 0,35 до 0,6 % С. Такие стали называют *улучшаемыми*.

3.2. Описание оборудования

Для нагрева используются лабораторные муфельные печи электросопротивления с автоматическим регулятором, поддерживающим температуру внутри муфеля с точностью ± 10 °С. Дополнительный контроль температуры образца может быть осуществлен хромель-алюмелевой термопарой, подключенной к переносному прибору, например цифровому вольтметру. Термопара вставляется в печь через отверстие в дверце муфеля до соприкосновения ее горячего спая с образцом.

Шлифы для микроанализа образцов после термической обработки изучаются на металлографическом микроскопе МИМ-7 или МЕТАМ РВ22.

Твердость образцов стали после термической обработки следует определять методом Роквелла на твердомере типа ТК. Образцы для измерения твердости должны иметь плоскую площадку, на которой шлифовкой удаляют окисленный слой.

3.3. Задание по работе

1. Провести термическую обработку образцов стали, которые будут предложены преподавателем. Выбрать температуру нагрева по диаграмме состояния для данного состава стали и провести отжиг, нормализацию и охлаждение в масле, исследовать структуру и твердость образцов, объяснить полученные результаты.

2. Выбрать температуру нагрева и провести закалку и отпуск стали (низкий, средний и высокий), проанализировать твердость и структуру.

3. Результаты исследований представить в виде таблиц значений твердости и эскизов структур с указанием увеличения и структурных составляющих.

3.4. Требования к отчету о работе

Отчет о работе должен содержать:

- 1) краткий конспект теоретической части работы;
- 2) состав исследуемой стали, выбранные режимы термической обработки;
- 3) таблицы измеренных значений и рассчитанных параметров;
- 4) рисунки микроструктур с обозначениями увеличения, трави-теля, стрелками указать наблюдаемые фазовые и структурные составляющие, их различия после разных вариантов термической обработки;
- 5) выводы или заключение, объясняющее полученные в работе результаты.

К выполнению работы допускаются только студенты, предъявившие конспект теоретической части работы. К защите допускаются студенты с полностью оформленным отчетом, содержащим выводы по работе.

Литература

Новиков И.И., Строганов Г.Б., Новиков А.И. Металловедение, термообработка и рентгенография. М.: МИСиС, 1994. С. 162 – 167, 204 – 213, 230.

Контрольные вопросы

1. Какое основное превращение протекает во время охлаждения при отжиге II рода углеродистых сталей?

2. Как влияет степень переохлаждения аустенита на структуру и свойства образующихся эвтектоидных смесей?
3. Что называется квазиэвтектоидной структурой?
4. Каковы назначения и сущность отжига и как выбирают температуру для отжига до- и заэвтектоидных сталей?
5. Каковы назначения и сущность нормализации и как выбирают температуру нагрева для нормализации до- и заэвтектоидных сталей?
6. В чем состоит циклический отжиг?
7. Каковы характерные особенности мартенситного превращения?
8. Почему углеродистую сталь нельзя закалить на аустенит?
9. Что представляет собой мартенсит в углеродистой стали?
10. Каковы причины упрочнения при закалке углеродистых сталей?
11. Как выбирают температуру нагрева под закалку доэвтектоидной и заэвтектоидной сталей?
12. Каково назначение разных способов закалки?
13. Как влияет содержание углерода на температуру начала мартенситного превращения?
14. Чем вызывается образование закалочных напряжений?
15. Какие превращения наблюдаются при отпуске?
16. Какова структура стали после низкого, среднего и **высокого** отпуска?
17. Какая операция называется улучшением стали?

Лабораторная работа 4

ЗАКАЛКА И СТАРЕНИЕ ЦВЕТНЫХ СПЛАВОВ

(2 + 2 часа)

Цель работы – получение навыков проведения закалки и старения цветных сплавов, анализа закономерностей упрочнения и разупрочнения при старении.

4.1. Теоретическое введение

4.1.1. Закалка

Воздействие на структуру и свойства с помощью закалки многих цветных сплавов не связано с полиморфным превращением. Суть такой закалки состоит в фиксации при комнатной температуре состояния, свойственного более высокой температуре, т.е. в фиксации *пересыщенного твердого раствора* на базе основного металла.

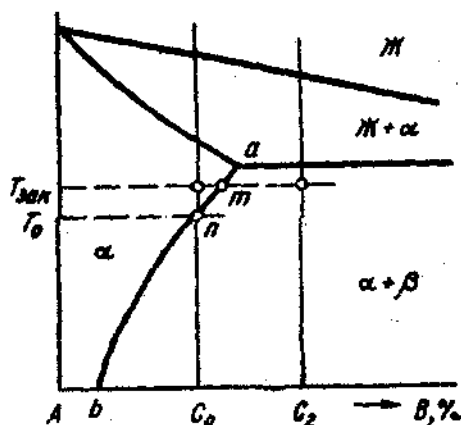


Рис. 4.1. Схема к объяснению закалки без полиморфного превращения

Рассмотрим процесс закалки на примере сплава C_0 (рис. 4.1). В равновесном состоянии при комнатной температуре в α -растворе этого сплава содержится $A-b$ % компонента B , остальной компонент B (отрезок $b-C_0$ %) находится в сплаве в кристаллах β -фазы. По

мере нагрева этого сплава до температуры T_0 β -фаза растворяется в α -фазе, и концентрация твердого раствора на основе компонента A повышается по линии bn . Выше температуры T_0 (но ниже солидуса) сплав C_0 становится *ненасыщенным* твердым раствором, и концентрация компонента B в α -фазе определяется отрезком $A - C_0$. При охлаждении от температуры $T_{\text{зак}}$ до T_0 α -раствор этого же сплава C_0 становится *насыщенным* (точка n на кривой растворимости). Если охлаждение проводить медленно с печью, как при отжиге, то из α -раствора выделяется β -фаза и состав α -раствора изменяется по линии nb . При комнатной температуре сплав C_0 после такого отжига в равновесном состоянии должен содержать *насыщенный* α -раствор (точка b) и β -фазу.

Выделение β -фазы является диффузионным процессом, так как химические составы α - и β -фаз различны. Диффузионное перераспределение компонентов требует определенного времени для своего завершения. При достаточно быстром охлаждении, например, образец из печи с температурой $T_{\text{зак}}$ погружается в сосуд с водой, что обычно называют закалкой, диффузионные процессы, необходимые для образования и роста частиц β -фазы, не успевают пройти, и β -фаза не выделяется из α -раствора. В результате сплав C_0 будет состоять из одной фазы α -раствора, состав которого определяется отрезком $A - C_0$. Этот раствор при комнатной температуре является *пересыщенным*; избыток растворенного в нем компонента B характеризуется отрезком $b - C_0$. Следовательно, при закалке сплава C_0 зафиксировано при комнатной температуре фазовое состояние, которое было стабильно при температуре нагрева под закалку.

Закалкой не всегда фиксируют однофазное состояние. Например, в сплаве C_2 (см. рис. 4.1) при любых температурах вплоть до эвтектической содержится β -фаза. При температуре закалки $T_{\text{зак}}$ этот сплав состоит из *насыщенного* твердого раствора α (точка m) и нерастворенного избытка β -фазы. При медленном охлаждении по мере выделения β -фазы из α -раствора состав последнего должен изменяться по линии mb . При быстром охлаждении растворенная β -фаза не успевает выделиться и состав α -раствора при комнатной температуре так же, как и при температуре закалки, определяется точкой m . Следовательно, закаленный сплав C_2 содержит *пересыщенный* α -раствор состава точки m и избыточную β -фазу.

Изменение прочности (твердости) при закалке предварительно отожженного сплава определяют два фактора:

а) увеличение концентрации (пересыщение) легирующих элементов в твердом растворе, приводящее к упрочнению;

б) растворение твердых частиц избыточных фаз, приводящее к разупрочнению.

Если превалирует первый фактор, то закалка без полиморфного превращения упрочняет сплав, а если превалирует второй фактор, то закалка разупрочняет сплав по сравнению с отожженным состоянием. Например, алюминиевый сплав дуралюмин Д16 в закаленном состоянии примерно на 40...45 % прочнее, чем после отжига, а бериллиевая бронза Бр.Б2 разупрочняется после закалки примерно на 10 % по сравнению с отжигом.

Параметры закалки – температура нагрева, время выдержки и скорость охлаждения. Температуру нагрева и время выдержки выбирают так, чтобы возможно полнее растворить избыточные фазы в матричном растворе. Нижняя граница интервала закалочных температур в сплавах типа C_0 на рис. 4.1 определяется точкой сольвуса n . При недогреве до этой точки закалка будет неполной: часть β -фазы не растворится, и α -фаза после закалки будет меньше пересыщена вторым компонентом.

Верхняя граница интервала закалочных температур определяется точкой солидуса. Если сплав нагреть под закалку до температуры выше точки солидуса, то возникает пережог, который проявляется в снижении показателей прочности, пластичности и в повышении склонности к межкристаллитной коррозии. Скорость охлаждения при закалке должна быть такой, чтобы не успел произойти распад матричного раствора.

Чаще всего закалка является промежуточной операцией, подготавливающей сплав к упрочняющему старению. Как окончательную операцию закалку применяют гораздо реже, обычно это либо связано со слабым упрочнением при старении (некоторые магниевые сплавы), либо вызвано необходимостью сохранить повышенную пластичность (некоторые литые алюминиевые сплавы).

4.1.2. Старение

При старении закаленный сплав, находящийся в метастабильном состоянии, переходит в более устойчивое состояние (но далеко не равновесное). Достигается это нагревом закаленного сплава до температур, обеспечивающих диффузионное перераспределение растворенных компонентов. При старении происходит распад пересыщенного

раствора, причем в промышленных цветных сплавах выделяющаяся фаза является, как правило, интерметаллическим соединением, например, в алюминиевых сплавах: Al_2Cu , Al_2CuMg , $MgZn_2$, Mg_2Si и др.

Условно можно выделить три стадии старения. На первой стадии внутри кристаллитов твердого раствора происходит подготовительный процесс: атомы растворенных элементов собираются к определенным местам, образуя кластеры – участки раствора с концентрацией, близкой к концентрации той фазы, которая должна выделиться. Кластеры, выявляемые структурными методами, называются зонами Гинье – Престона (зоны ГП).

На второй стадии выделяется собственно избыточная фаза. Важнейшая особенность этой стадии заключается в том, что очень часто выделяется не стабильная, а метастабильная β' -фаза, которая или по кристаллографическому строению, или по химическому составу является промежуточной между исходным пересыщенным раствором α и равновесной избыточной β -фазой. При повышении температуры или с увеличением продолжительности старения метастабильная β' -фаза переходит в стабильную (третья стадия).

Решетка новой фазы на первых этапах выделения часто *когерентна* решетке матрицы – пересыщенного раствора, т.е. их кристаллические решетки плавно переходят одна в другую, сопрягаются без четкой границы раздела. С повышением температуры и увеличением продолжительности старения *когерентность* нарушается и кристаллики выделяющейся β' -фазы как бы «отрываются» от матрицы, отделяются от нее границей, сначала не по всей своей поверхности – *полуккогерентность*.

Чрезвычайно важно, что кристаллы выделяющейся фазы очень дисперсны, их размеры измеряются единицами – десятками нанометров. Часто эти частицы имеют пластинчатую форму. На третьей стадии старения в сплаве идут самопроизвольные процессы укрупнения и сферондизации кристаллов выделившейся фазы путем диффузионного переноса вещества через твердый раствор. В соответствии с формулой Томсона – Фрейндлиха

$$C_r / C_\infty = \exp(2\gamma V / kTr),$$

где C_r – концентрация твердого раствора возле частиц меньшего радиуса и возле вершин и ребер частицы, имеющих малый радиус кризисны r ; γ – поверхностная энергия межфазной границы; V – атомный объем; k – константа Больцмана; T – температура. Чем меньше

радиус r , тем больше такой концентрации вблизи ее плоских граней S_{∞} . Поэтому при достаточно высоких температурах более мелкие частицы растворяются и за их счет растут более крупные. Кроме того, крупные пластинки частично растворяются с вершин и острых ребер, а осаждение атомов из раствора происходит вдали от вершин, на плоских гранях частиц, и пластины постепенно превращаются в шаровидные частицы.

В общем случае с увеличением продолжительности и температуры старения прочность и твердость сплава сначала возрастают, а затем снижаются (рис. 4.2 и 4.3).

Упрочнение при старении обусловлено возникновением полей упругих напряжений в матрице вокруг зон ГП и полуккогерентных выделений промежуточной фазы, затрудняющих движение дислокаций, а также трудностью перерезания дислокациями зон ГП и, особенно, промежуточной β' -фазы. Чем больше число зон и выделений промежуточной β' -фазы в единице объема матрицы и, чем меньше их размеры, тем сильнее действие обоих факторов упрочнения.

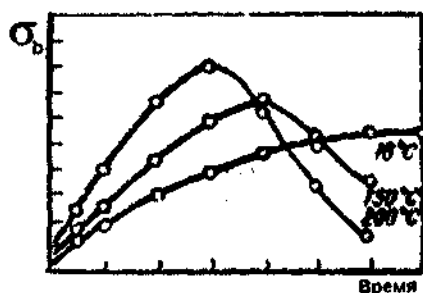


Рис. 4.2. Зависимость предела прочности дуралюмина Д16 от времени старения при трех температурах

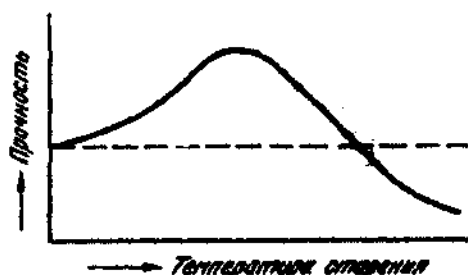


Рис. 4.3. Зависимость прочности от температуры старения при постоянной выдержке

Разупрочнение при старении (перестаривание) вызывается укрупнением выделений (и соответственно увеличением расстояния между ними), а также уменьшением полей упругих напряжений в матрице при замене когерентных и полукogerентных выделений некогерентными. Выделения стабильной фазы полностью некогерентны матрице и появляются на большом расстоянии одно от другого, не создавая препятствий движущимся дислокациям. Максимум упрочнения при старении достигается в сплаве на стадии образования зон ГП и выделений метастабильной (промежуточной) β' -фазы или только выделений этой фазы. Чем выше температура старения, тем быстрее достигается максимум прочности и происходит более глубокое разупрочнение (см. рис. 4.2). При сравнительно низкой температуре старения, например при комнатном (естественном) старении дуралюмина, перестаривания не происходит.

Главной целью старения является упрочнение сплава. Режим старения выбирают, ориентируясь на достижение максимальной прочности (твердости) или на достижение оптимального сочетания характеристик прочности, пластичности, коррозионной стойкости и др. Старение при комнатной температуре называют естественным, а при специальном нагреве – искусственным.

4.2. Описание оборудования

Для нагрева используются лабораторные муфельные печи электросопротивления с автоматическим регулятором, поддерживающим температуру внутри муфеля с точностью $\pm 10^\circ\text{C}$. Дополнительный контроль температуры образца может быть осуществлен хромель-алюмелевой термопарой, подключенной к переносному прибору, например цифровому вольтметру. Термопара вставляется в печь через отверстие в дверце муфеля до соприкосновения ее горячего спая с образцом.

Шлифы для микроанализа отожженного, закаленного образцов и образца после закалки и перестаривания изучаются на металлографическом микроскопе МИМ-7 или МЕТАМ РВ22.

Твердость по Бринеллю определяется на твердомере типа ТШ-2. Образцы для измерения твердости должны иметь плоскую площадку, на которой шлифовкой удаляют окисленный слой.

4.3. Задание по работе

1. Провести исследование структуры и твердости отожженного и закаленного образцов сплава, которые будут предложены преподавателем, провести закалку и старение серии образцов этого сплава при выбранной температуре, доведя его до перестаривания.

2. Построить график зависимости твердости от времени старения, зарисовать структуры.

4.4. Требования к отчету о работе

Отчет о работе должен содержать:

- 1) краткий конспект теоретической части работы;
- 2) состав исследуемого сплава, выбранные режимы его закалки и старения;
- 3) таблицы измеренных значений, расчеты соответствующих заданию параметров и таблицы рассчитанных параметров;
- 4) рисунки микроструктур с обозначениями увеличения, травителя, стрелками указать наблюдаемые фазовые и структурные составляющие, их изменения при термообработке;
- 5) график зависимости твердости по Бринеллю от времени старения;
- 6) выводы или заключение, объясняющее полученные в работе результаты.

К выполнению работы допускаются только студенты, предъявившие конспект теоретической части работы. К защите допускаются студенты с полностью оформленным отчетом, содержащим выводы по работе.

Литература

Новиков И.И., Строганов Г.Б., Новиков А.И. Металловедение, термообработка и рентгенография. М.: МИСиС, 1994. С. 236 – 238, 246 – 249.

Контрольные вопросы

1. Зачем необходимо ускоренное охлаждение при закалке без полиморфного превращения?
2. Каково основное назначение закалки без полиморфного превращения?

3. Как влияет закалка без полиморфного превращения на прочность и твердость отожженного сплава?
4. Как выбрать по диаграмме состояния двойной системы интервал закалочных температур?
5. Как следует выбирать время выдержки при нагреве под закалку?
6. Как скажется недогрев при закалке на упрочнение при старении?
7. Что представляют собой зоны Гинье – Престона?
8. Что представляют собой метастабильные фазы при старении?
9. Чем вызвано упрочнение при старении?
10. Чем вызвано разупрочнение при старении?

ПОРТНОЙ Владимир Кинович

ОСНОВЫ ПРОИЗВОДСТВА И ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛОВ

Термическая обработка металлов

Лабораторный практикум

Редактор *Л.В. Иванкова*

Компьютерная верстка *А.В. Калининной*

Подписано в печать 23.01.07	Бумага офсетная	
Формат 60 × 90 1/16	Печать офсетная	Уч.-изд. л. 3,56
Рег. № 861	Тираж 200 экз.	Заказ 1246

Московский государственный институт стали и сплавов,
119049, Москва, Ленинский пр-т, 4

Издательство «Учеба» МИСиС,
117419, Москва, ул. Орджоникидзе, 8/9
Тел.: 954-73-94, 954-19-22

Отпечатано в типографии издательства «Учеба» МИСиС,
117419, Москва, ул. Орджоникидзе, 8/9