



В.Д. Белов

Плавка и литье заэвтектических силуминов

Учебное пособие

Б43
МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ

№ 1661

МОСКОВСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ
ИНСТИТУТ СТАЛИ и СПЛАВОВ
Технологический университет

МИСиС



Кафедра технологии литейных процессов

В.Д. Белов

Плавка и литье заэвтектических силуминов

Учебное пособие

Рекомендовано учебно-методическим объединением по образованию в области металлургии в качестве учебного пособия для студентов высших учебных заведений, обучающихся по специальности 110400 «Литейное производство черных и цветных металлов»

Рецензент

доктор технических наук, профессор *А.И. Батышев* (МГОУ)**Белов В.Д.****Б43** Плавка и литье заэвтектических силуминов: Учеб. пособие. – М.: МИСиС, 2003. – 85 с.

Приведены общие сведения о заэвтектических силуминах, основы технологии плавки (типы плавильных печей, приготовление заэвтектических силуминов из различных шихтовых материалов, рафинирование от водорода и неметаллических включений, модифицирование и микролегирование редкоземельными металлами), технологические особенности изготовления отливок «поршень» литьем в кокиль, под регулируемым газовым давлением и с кристаллизацией под давлением и производства слитков методом полунепрерывного литья в вертикальный кристаллизатор скольжения. Рассмотрены некоторые закономерности ликвации кристаллов первичного кремния при затвердевании отливок из заэвтектических силуминов и влияние примесей на процесс кристаллизации этих сплавов.

Содержание учебного пособия соответствует программе курса «Производство отливок из сплавов цветных металлов».

Предназначено для студентов специальности 110400 «Литейное производство черных и цветных металлов». Может быть также использовано студентами специальности 110500 «Металловедение и термообработка металлов».

ОГЛАВЛЕНИЕ

Введение	5
1. Общие сведения о заэвтектических силуминах	6
1.1. Легирующие компоненты и примеси.....	9
1.2. Химический состав	15
1.3. Физические и механические свойства	16
1.4. Литейные свойства	18
1.5. Микроструктура.....	18
2. Основы технологии плавки заэвтектических силуминов	20
2.1. Печи для плавки заэвтектических силуминов	20
2.1.1. Электрические печи сопротивления	20
2.1.2. Индукционные тигельные печи.....	26
2.1.3. Индукционные канальные печи	29
2.1.4. Дуговые электрические печи постоянного тока	29
2.1.5. Топливные плавильные печи	30
2.2. Приготовление заэвтектических поршневых силуминов	34
2.2.1. Приготовление заэвтектических поршневых силуминов из первичных шихтовых материалов	34
2.2.2. Приготовление заэвтектических поршневых силуминов из вторичных шихтовых материалов.....	35
2.3. Рафинирование заэвтектических силуминов	37
2.3.1. Дегазация.....	37
2.3.2. Очистка от неметаллических включений.....	40
2.4. Модифицирование и микролегирование заэвтектических силуминов	43
2.5. Комплексная технология обработки расплавов заэвтектических силуминов	49
3. Некоторые особенности кристаллизации заэвтектических силуминов.....	52
3.1. Влияние примесей на процесс кристаллизации заэвтектических силуминов	52
3.2. Некоторые закономерности ликвации кристаллов первичного кремния при затвердевании отливок из заэвтектических силуминов	55
4. Производство отливок из заэвтектических силуминов.....	61
4.1. Изготовление поршней литьем в кокиль	61
4.2. Изготовление поршней литьем под регулируемым газовым давлением.....	67

4.3. Изготовление поршней литьем с кристаллизацией под давлением	70
4.4. Некоторые особенности производства слитков из заэвтектических силуминов	75
Заключение	79
Библиографический список	80
Приложение 1. Формы и размеры керамических тиглей для тигельных печей.....	81
Приложение 2. Области применения и основные свойства кокильных противопригарных красок фирмы «SHÄFER»	84

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время объем производства отливок из сплавов на основе алюминия во всем мире неуклонно растет. Это закономерно и легко объяснимо, если сравнить уровень физико-химических, механических, технологических и эксплуатационных свойств алюминиевых сплавов с аналогичными свойствами, например, чугуна или стали.

В номенклатуре алюминиевых сплавов объем заэвтектических силуминов невелик, но без них не может обойтись практически ни одна отрасль промышленности, так как основное их применение – поршни для самых разнообразных двигателей, компрессоров и т.д. Требования к уровню свойств этих сплавов со стороны конструкторов изделий и потребителей постоянно растут.

На кафедре технологии литейных процессов МИСиС проф., д-ром техн. наук А.В. Курдюмовым, доц., канд. техн. наук С.В. Инкиным, проф., д-ром техн. наук В.Д. Беловым, кандидатами технических наук В.В. Гусевой, Т.В. Куликовой, Л.В. Глотовой и В.А. Палачевым проведены всесторонние исследования влияния примесей, редкоземельных металлов, различных модифицирующих препаратов на кристаллизацию сплавов АК21М2,5Н2,5 и КС 740, а также исследование дегазации расплавов высокоскоростной струей инертного газа, ликвации кристаллов первичного кремния и по ряду других направлений.

1. ОБЩИЕ СВЕДЕНИЯ О ЗАЭВТЕКТИЧЕСКИХ СИЛУМИНАХ

К заэвтектическим силуминам относятся алюминиево-кремниевые сплавы, массовая доля кремния в которых – более 12,3 %. Диаграмма состояния системы алюминий – кремний эвтектического типа: в равновесии находятся твердый раствор кремния в алюминии и твердый раствор алюминия в кремнии (рис. 1.1) [1]. Положение точки эвтектики и температура ее плавления в различных источниках приводятся по-разному. Наиболее признанными являются следующие ее координаты: 12,3 % масс. кремния и температура плавления 577 °С.

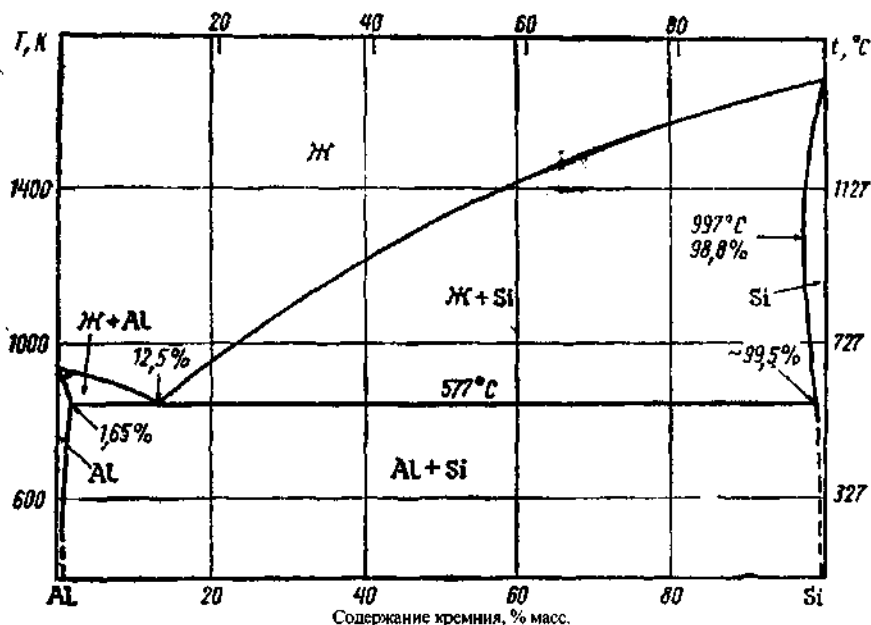


Рис. 1.1. Диаграмма состояния системы алюминий – кремний

Растворимость кремния в алюминии при 577 °С составляет 1,65 % масс. Давление в $3 \cdot 10^9$ Па смещает эвтектическую точку до концентрации 25 % кремния, повышает эвтектическую температуру до 1027 °С и увеличивает предельную растворимость кремния до 7 %.

В силуминах, массовая доля кремния в которых более 4 %, повышение его концентрации приводит к снижению вязкости расплава (рис. 1.2) [2].

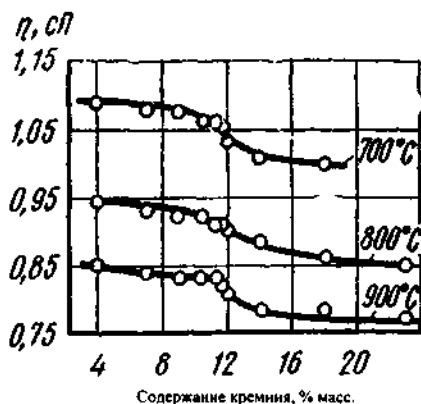


Рис. 1.2. Изменение вязкости расплава силумина в зависимости от содержания в нем кремния

Плотность кремния в жидком состоянии больше его плотности в твердом, поэтому при увеличении содержания кремния плотность силуминового расплава повышается. С ростом температуры расплава его плотность уменьшается (рис. 1.3) [2].

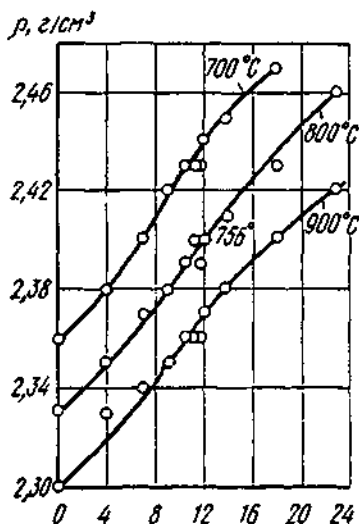


Рис. 1.3. Изменение плотности расплава силумина в зависимости от температуры и содержания в нем кремния

Плотность твердых силуминов определяется в соответствии с известным правилом аддитивности. В твердом состоянии плотность кремния несколько меньше плотности алюминия, поэтому при увеличении концентрации кремния плотность двойных силуминов снижается. Плотность многокомпонентных силуминов зависит от содержания в сплаве не только кремния, но и других легирующих элементов. Например, плотность сплава АК12М2МгН составляет 2720 кг/м^3 , а сплавов АК18ММгН и АК21М2,5Н2,5 соответственно 2710 и 2650 кг/м^3 .

Как отмечено выше, кремний кристаллизуется с увеличением объема (так как его плотность в твердом состоянии меньше, чем в жидком), поэтому объемная усадка при кристаллизации двойного силумина по мере увеличения содержания в нем кремния уменьшается линейно. При 25 % кремния сплав не имеет объемной усадки, а при более высоком содержании кремния при кристаллизации имеет место увеличение объема.

Добавка кремния не влияет заметно на поверхностное натяжение алюминия (рис. 1.4) [3]. При содержании кремния в двойном сплаве 12 % масс. величина поверхностного натяжения уменьшается лишь на 20...30 мН/м.

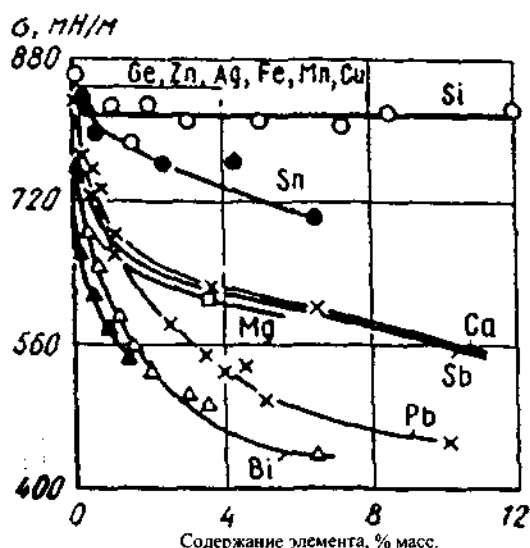


Рис. 1.4. Влияние ряда химических элементов на поверхностное натяжение алюминия

При кристаллизации заэвтектических силуминов кремний выделяется в виде полиэдрических включений первичного кремния и игольчатых частиц кремния в эвтектике. Эти частицы являются концентраторами напряжений, поэтому механические свойства заэвтектических силуминов в меньшей степени зависят от их химического состава, чем от формы, размера и количества частиц кремния в структуре.

Кремний уменьшает растворимость водорода в твердом алюминии. При 550 °С она составляет 0,011; 0,009 и 0,007 см³/100 г при содержании 0,46; 0,83 и 1,25 % масс. кремния. Вместе с тем количество водорода, поглощенного сплавами системы алюминий – кремний, резко возрастает при появлении в структуре второй фазы, что объясняется адсорбцией водорода на межфазных поверхностях раздела. Литературные данные о влиянии кремния на растворимость водорода в жидком состоянии противоречивы, однако большинство исследований достаточно убедительно показали, что кремний увеличивает растворимость водорода в расплаве алюминия.

В определенных пределах концентраций кремний может понижать скорость окисления алюминия. Это связано с тем, что кремний по сравнению с алюминием имеет меньший ионный радиус и больший коэффициент Пиллинга.

С увеличением концентрации кремния силумин интенсивнее взаимодействует с «черными металлами», которые, как известно, широко применяются в качестве материала тиглей в раздаточных печах.

1.1. Легирующие компоненты и примеси

Многокомпонентные заэвтектические силумины легируют магнием, медью, никелем, марганцем, что позволяет получить сплавы с высоким уровнем механических, технологических и эксплуатационных свойств.

Магний хорошо растворим в алюминии. При комнатной температуре равновесная растворимость составляет около 1 %. При повышенных скоростях охлаждения сплав может удерживать в твердом растворе до 7 % магния. Магний в Al–Si сплавах взаимодействует с кремнием с образованием интерметаллидного соединения Mg₂Si с весьма высокой микротвердостью ($H_{\mu 20} = 6$ ГПа). Растворимость фазы Mg₂Si в твердом растворе на основе алюминия при высокой температуре (596 °С) сравнительно велика (1,85 %), но резко снижается при понижении температуры и при 200 °С составляет лишь 0,27 %.

Скорость растворения этой фазы при температурах, близких к температуре плавления тройной эвтектики, весьма значительна. В силуминах, легированных магнием, при температуре 535 °С фаза Mg_2Si полностью растворится в течение 35 мин.

Неравновесный твердый раствор кремния и магния в алюминии распадается при низкотемпературном отжиге и даже при комнатной температуре. Концентрация кремния в силумине не влияет на растворимость фазы Mg_2Si в алюминии, но увеличение его количества благоприятно сказывается на форме частиц этой фазы.

Легирование силуминов магнием позволяет повысить их механические свойства и сделать более восприимчивыми к упрочняющей термообработке. Для высококремнистых поршневых силуминов оптимальным является содержание магния в пределах 0,7...1,1 %.

Медь достаточно хорошо растворяется в алюминии. В соответствии с равновесной диаграммой состояния системы Al–Cu растворимость меди при температуре плавления эвтектики (547 °С) составляет 5,7 % масс. С понижением температуры растворимость меди уменьшается и при 20 °С практически равна нулю. Структура промышленно применяемых Al–Cu сплавов состоит из твердого раствора меди в алюминии и эвтектики $\alpha + CuAl_2$.

Добавка меди делает силумины термоупрочняемыми и позволяет повысить их механические свойства, в частности, жаропрочность. В сплавах системы Al–Si–Cu общий эффект упрочнения при термической обработке меньше, чем в двойных сплавах Al–Cu, причем упрочнение тем меньше, чем выше содержание кремния в сплаве. В процессе кристаллизации силуминов часть меди входит в алюминиевый твердый раствор, а другая часть образует жаростойкую, плохо растворяющуюся в твердом растворе фазу W ($Al_4Mg_5Si_4Cu_4$), которая, выделяясь в дисперсном состоянии, блокирует границы зерен и повышает жаростойкость сплава.

При термической обработке сплавов системы Al–Si–Cu необходимо принимать во внимание, что низкая скорость диффузии меди в твердой фазе приводит к дендритной ликвации в процессе кристаллизации отливок. Следствие дендритной ликвации – кристаллизация сплавов по неравновесной диаграмме состояния, в результате чего низкоплавкая тройная эвтектика появляется в сплавах, содержащих всего 1...1,5 % меди.

Присадка меди к сплавам типа силумин несколько снижает их коррозионную стойкость.

Никель практически не растворяется в алюминии: при комнатной температуре его растворимость менее 0,003 %. В сплавах системы Al-Si-Ni присутствуют фазы α_{Al} , Si и $NiAl_3$, образующие при температуре 567 °C тройную эвтектику, которая содержит 4,9 % Ni и 10,98 % Si. Растворимость кремния в алюминии в присутствии никеля заметно снижается. Растворимость кремния в $NiAl_3$ ограничена 0,6 % ат. При наличии в легированном силумине никеля образуется сложная фаза $T_{Ni}(Al_6Cu_3Ni_3)$, способствующая повышению жаропрочности сплава. Кроме того, никель образует жаропрочное соединение Al_3Ni и в присутствии железа – $(FeNi)Al_9$.

Никель обеспечивает лучшую по сравнению с медью стабилизацию структуры легированных силуминов при длительном отжиге.

Хром и марганец в легированных силуминах способствуют выделению железистой составляющей в более компактной форме. Кроме того, образуя устойчивые соединения $MnAl_6$ и $CrAl_7$, они блокируют границы зерен. Рекомендуется в легированные силумины вводить 0,5...0,85 % Mn и 0,2...0,4 % Cr, причем снижение содержания указанных элементов уменьшает горячую твердость сплавов, а повышение приводит к их ликвации по плотности и снижению прочности и пластичности сплава.

Титан в легированных силуминах повышает технологические и прочностные свойства. Титан вводится в сплав в количестве 0,1...0,3 % масс. в виде лигатуры алюминий – титан или из титано-содержащих солей.

Железо взаимодействует с алюминием с образованием нескольких химических соединений, из которых наиболее богато алюминием $FeAl_3$. При концентрации 1,8 % железа между алюминием и $FeAl_3$ при температуре 655 °C образуется эвтектика. Растворимость железа в твердом алюминии при эвтектической температуре составляет 0,05 %, ниже 400 °C она падает практически до нуля.

При одновременном присутствии в алюминии железа и кремния кроме фаз, характерных для двойных систем, в структуре могут появляться и сложные тройные соединения $\alpha(Al_{12}Fe_3Si)$ и $\beta(Al_3FeSi)$.

Железо при отсутствии марганца, кобальта, ванадия, никеля, хрома выделяется в структуре сплава в виде игольчатой составляющей $FeAl_3$ и тем самым снижает механические свойства силуминов. Эта составляющая значительно повышает хрупкость и снижает прочность сплава.

В присутствии никеля при соотношении 1:1 железо играет в легированных силуминах положительную роль, так как связывает

никель в соединение $(\text{FeNi})\text{Al}_9$ и тем самым препятствует образованию фазы AlCuNi , расходование атомов меди на которую уменьшает количество упрочняющей фазы S (Al_2CuMg). Кроме того, фаза $(\text{FeNi})\text{Al}_9$ повышает жаропрочность такого силумина, ибо она препятствует развитию процессов фазовой перекристаллизации при повышенных температурах.

Олово в силуминах, применяемых для изготовления поршней, является нежелательной примесью, потому что, образуя с алюминием и кремнием тройную легкоплавкую эвтектику, снижает жаропрочность сплавов и исключает возможность проведения термической обработки по режиму Т6, позволяющей повысить механические свойства сплава.

Свинец и цинк так же, как и олово, являются вредными примесями в заэвтектических силуминах.

Бор, кобальт, марганец, ванадий и вольфрам не влияют на микроструктуру заэвтектических силуминов. Примеси *бария и сурьмы* не изменяют размера и формы кристаллов первичного кремния и не препятствуют модифицированию этих сплавов фосфором. *Натрий, стронций, калий и кальций* являются ярко выраженными демодификаторами заэвтектических силуминов, поэтому рекомендуется для получения надежного эффекта модифицирования иметь в заэвтектическом силумине не более 0,001 % масс. Na и 0,004 % масс. Ca.

Несмотря на то что *водород* является основной газовой примесью в сплавах на основе алюминия, до сих пор нет однозначного мнения о его влиянии на микроструктуру заэвтектических силуминов. Имеются сведения как об усилении модифицирующего действия фосфористой меди, так и об укрупнении кристаллов первичного кремния в насыщенных водородом заэвтектических силуминах. Отмечается также, что наводороживание сплава $\text{Al} - 18\% \text{ масс. Si}$ способствует повышению микротвердости кристаллов первичного кремния.

Основной источник попадания в расплавы металлических примесей — это шихтовые материалы. В настоящее время для приготовления промышленных алюминиево-кремниевых литейных сплавов используются материалы технической чистоты: алюминий А0 — А85; кремний Кр0 — Кр2; электролитическая медь М0, М1; электролитический никель Н-1, Н-2; чушковой магний Мг 95 — Мг 90; марганец Мр00 — Мр1. Применяют также готовые сплавы (силумин АК12пч, АК12ч), подготовительные сплавы и лигатуры ($\text{Al} - \text{Cu}$, $\text{Al} - \text{Ni}$, $\text{Al} - \text{Mn}$, $\text{Al} - \text{Mg}$, $\text{Al} - \text{Ti}$ и др.). Содержание основных примесей в первичных металлах и сплавах регламентируется ГОСТами (табл. 1.1).

Таблица 1.1

Химический состав первичных шихтовых материалов, используемых для выплавки силуминов

Материал	Массовая доля элементов, %														ГОСТ
	Основного, не менее	Примесей, не более													
		Fe	Si	Cu	Zn	Ti	Ni	Al	Mn	C	P	S	Mg	Ca	
Алюминий: А85	99,850	0,08	0,06	0,01	0,02	0,01	—	—	—	—	—	—	—	—	11069-74
А0	99,000	0,5	0,5	0,02	0,08	0,03	—	—	—	—	—	—	—	—	11069-74
Магний: Мг 95	99,95	0,004	0,005	0,003	—	—	0,0007	0,007	0,001	—	—	—	—	—	804-72
Мг 90	99,90	0,04	0,01	0,005	—	—	0,001	0,02	0,04	—	—	—	—	—	804-72
Никель *: Н-1	99,93	0,01	0,002	0,02	0,001	—	—	—	—	0,01	0,001	0,001	0,001	—	849-70
Н-2	99,8	0,04	0,002	0,04	0,005	—	—	—	—	0,02	—	0,003	—	—	849-70
Медь **: М0	99,95	0,004	—	—	0,003	—	0,002	—	—	—	0,002	0,004	—	—	859-78
М1	99,9	0,005	—	—	0,004	—	0,002	—	—	—	—	0,004	—	—	859-78
Силумин: АК12пч	10-13	0,35	—	0,02	0,06	0,08	—	—	0,08	—	—	—	—	0,08	1583-93
АК12ч	10-13	0,50	—	0,02	0,06	0,13	—	—	0,4	—	—	—	—	0,08	1583-93
Марганец***: Мр0	99,7	—	—	—	—	—	—	—	—	0,1	0,01	0,10	—	—	6008-82
Мр2	95,0	2,8	1,8	0,03	—	—	0,02	—	—	0,2	0,07	0,05	—	—	6008-82
Кремний: Кр0	98,8	0,04	—	—	—	—	—	0,4	—	—	—	—	—	—	2169-69
Кр2	97,0	1,0	—	—	—	—	—	1,2	—	—	—	—	—	—	2169-69

* Никель Н-1 содержит, кроме того, по 0,001 % масс. As, Cd, Sn, Sb, Pb и Bi каждого.

** Медь М0 и М1 содержит, кроме того, % масс.: 0,001 Bi; 0,002 Sb; 0,002 As; 0,002 Sn; 0,003 и 0,005 Pb соответственно.

*** Марганец Мр2 содержит, кроме того, 0,7 % масс. (Al + Ca + Mg).

Наряду с основными, в первичных шихтовых материалах содержится достаточное количество не регламентированных ГОСТами примесей. Так, алюминий технической чистоты может содержать натрия, магний, ванадий, марганец, цирконий, кальций, литий в количестве от 0,001 до 0,010 % масс. каждого, а также до 0,01 % калия, хрома, кадмия, олова и свинца. Технический кремний, используемый для приготовления силуминов, содержит, % масс.: 0,27...0,84 Fe; 0,03...0,04 Mn; 0,25...0,66 Al; 0,005...0,050 Mg; 0,16...0,23 Ti; 0,04...0,05 Cu; 0,30...0,80 Ca; до 0,01 S и до 0,02 P.

Таким образом, уже с первичными шихтовыми материалами в расплавы силуминов вносится значительное количество примесей. Так, например, при выплавке поршневого заэвтектического сплава КС 740 в соответствии с действующей технологической инструкцией на Подольском заводе по обработке цветных металлов используются силумин АК12пч, кремний Кр1, медь М1, магний Мг 90, никель Н1, марганец Мр1 и медь-фосфористая лигатура МФ10. При этом готовый сплав может содержать только регламентированных ГОСТами примесей 0,85...1,00 % масс., в числе которых до 0,45 % Fe; 0,14...1,00 % Ca; 0,10...0,12 % Ti; 0,00015 % Sb и до 0,00035 % P.

Следует также отметить, что в последнее время имеется четкая тенденция к использованию первичных шихтовых материалов низких марок, обусловленная экономическими причинами. Это значит, что содержание примесей в первичных литейных сплавах постоянно повышается.

Еще одним источником примесей являются, наряду с первичными шихтовыми материалами, возвраты собственного производства – брак, отходы, стружка. Чаще всего они содержат повышенное количество примесей Fe и Si. В результате перемешивания отходов при хранении в расплавы могут вноситься примеси, не характерные для данной марки сплава и используемых первичных шихтовых материалов. Несмотря на это, при выплавке сплавов с применением отходов контролируется только содержание легирующих элементов и небольшой группы наиболее вредных примесей. Наличие неконтролируемых примесей оказывает чаще всего неблагоприятное действие на микроструктуру и уровень механических и технологических свойств силуминов.

Вместе с первичными шихтовыми материалами в расплавы вносятся не только металлические примеси, но и газы, и неметаллические включения. Так, в технически чистом алюминии присутствует довольно значительное количество оксидов Al_2O_3 и Al_2MgO_4 , карбида Al_4C и боридов TiB_2 и VB_2 . Оксидная пленка на поверхности шихтовых алюминийсодержащих материалов в процессе расплавления разрушается и замешивается в расплав, загрязняя его неметаллическими включениями. Дегидратация оксидной пленки под воздействием высокой температуры способствует насыщению расплава водородом. Значительное количество водорода вносится в расплавы силуминов с лигатурами.

Как известно, отходы содержат гораздо большее количество газов и неметаллических включений, чем первичные материалы. Дополнительным источником примесей являются также влага, масло и продукты коррозии, которыми всегда загрязнены возвраты и стружка. Отсутствие эффективной системы очистки и подготовки отходов не позволяет избежать повышенного загрязнения расплавов, приготовленных с их использованием, газами и неметаллическими включениями.

Значительное количество примесей попадает в расплавы в процессе плавки. Это насыщение железом при плавке в чугуновых тиглях и применении неокрашенного плавильного инструмента и насыщение кремнием в результате взаимодействия с футеровкой печи, повышение газосодержания в процессе плавления и выдержки расплавов и неизменно с ним связанное обогащение неметаллическими включениями оксидного характера. Все эти примеси вызывают снижение механических и литейных свойств силуминов.

1.2. Химический состав

В соответствии со стандартами на алюминиевые сплавы России, США, Германии, Франции и других стран из заэвтектических силуминов промышленное применение нашли лишь литейные многокомпонентные сплавы, основная область применения которых – изготовление поршней. Содержание кремния в этих сплавах достигает 27 % масс. (табл. 1.2). В деформируемых силуминах содержание кремния не превышает 14,5 % масс., например, в России выпускается сплав АК12Д (11,0...13,0 % Si), в США – AA4047 (11,0...13,0 % Si) и AA4032 (11,0...13,5 % Si). Ограничение содержания кремния вызвано, главным образом, его отрицательным влиянием на механические свойства сплавов, особенно на прочность и пластичность.

Таблица 1.2

Химический состав поршневых заэвтектических силуминов

Сплав	Массовая доля элементов, %							
	основных							добавочных
	Si	Fe	Cu	Mg	Zn	Ni	Mn	
США								
A390	16...18	< 0,5	4,0...5,0	0,45...0,65	< 0,1	—	< 0,1	0,2 Ti
390	16...18	< 1,3	4,0...5,0	0,45	< 0,1	—	< 0,1	0,2 Ti
393	22	< 1,3	0,9	1,0	—	2,25	—	0,12V
2НА	13...15	< 0,4	2,0...2,2	0,4...0,6	—	2,0...2,5	0,4	0,05 Zr; 0,06 Ti 0,04 Sr
B390	17	< 1,3	4,5	0,55	< 1,5	—	< 0,5	
392	19	< 1,5	0,6	1,0	< 0,5	—	0,4	
Англия								
LM28	17...20	< 0,7	1,3...1,8	0,8...1,5	< 0,2	0,8...1,5	0,6	0,6 Cr; 0,2 Ti
LM29	22...25	< 0,7	0,8...1,3	0,8...1,3	< 0,2	0,8...1,3	0,6	0,6 Cr; 0,2 Ti
Франция								
A-S18UNG	16,5...19,5	< 0,75	0,8...1,5	0,8...1,5	< 0,2	0,8...1,3	0,2	0,2 Ti
A-S25UNG	23,5...27,0	< 0,75	0,8...1,5	0,8...1,5	< 0,2	0,8...1,3	0,2	0,2 Ti
Германия								
KS 281	17...19	< 0,7	0,8...1,5	0,8...1,3	< 0,2	0,8...1,3	< 0,2	< 0,2 Ti
Mahle 138								
KS 283	17...19	< 0,7	3,7...4,7	0,4...0,6	< 0,2	2,8...3,2	0,6... 0,8	< 0,2 Ti
KS 280	20...22	< 0,7	1,5...2,5	0,4...0,7	< 0,3	1,0...2,0	0,4... 0,8	< 0,2 Ti; (0,1...0,4) Cr или (0,4...0,7) Co
KS 288	23...25	< 0,7	0,8...1,3	0,8...1,3	< 0,2	0,8...1,3	< 0,2	< 0,2 Ti
Mahle 244								
Россия								
KC 740	16,5...19,0	< 0,8	1,8...2,4	0,7...1,2	—	1,1...1,7	0,6... 1,04	
AK2IM2SH25	20...22	< 0,9	2,2...3,0	0,2...0,5	< 0,2	2,2...2,8	0,2... 0,4	(0,1...0,3) Ti (0,2...0,4) Cr

1.3. Физические и механические свойства

Область применения заэвтектических силуминов – это, главным образом, детали, работающие в условиях трения и повышенных температур. Поэтому из всего разнообразия физических и механических свойств для них наиболее важными являются теплопроводность, коэффициент термического расширения, плотность, предел прочности и твердость в интервале температур 20 – 300 °С. Физические и механические свойства некоторых поршневых заэвтектических силуминов приведены в табл. 1.3.

Таблица 1.3

Физические и механические свойства поршневых заэвтектических силуминов

Свойства	Сплав				
	AK21M2,5H2,5	KS 281 Mahle 138	KS 283	KS 280	KS 288 Mahle 244
Физические					
Плотность, кг/м ³	2680	2680	2800	2680	2640
Теплопроводность, Вт/(м·К)	—	125,6...142,4	129,8...150,7	—	117,2...134
Коэффициент термического расширения · 10 ⁻⁶ , 1/°С, при температуре, °С					
20...100	17,5	—	—	—	—
20...200	18,0	18,5...19,5	17...18	17...18	16...17
20...300	18,5	—	—	—	—
Механические					
Временное сопротивление разрыву, МПа, при температуре, °С:					
20	153...195	180...220	180...220	160...200	180...220
150	—	170...200	—	—	170...200
250	—	100...140	120...150	100...140	100...140
Длительная прочность при 300 °С за 100 ч, МПа	55	—	—	52,5	—
Предел текучести, МПа	—	170...200	170...200	140...180	170...200
Относит. удлинение, %	0,1...0,4	0,2...0,8	0,2...0,5	0,1...0,4	0,1...0,3
Твердость НВ при температуре, °С:					
20	100...110	90...125	90...125	95...105	90...125
150	—	70...90	—	—	70...90
250	—	35...40	38...45	30...35	38...45
300	—	24...28	29...33	20...25	29...33
Усталостная прочность, МПа	90	80...110	85...120	90...110	70...90
Модуль упругости, ГПа	86	80	88	86	86

1.4. Литейные свойства

Литейные свойства металлов и сплавов являются важной технологической характеристикой при разработке технологии получения отливки. Для заэвтектических поршневых силуминов наиболее значимыми показателями являются жидкотекучесть, линейная усадка и горячеломкость. Следует отметить, что по показателям жидкотекучести и горячеломкости заэвтектические силумины несколько уступают эвтектическим поршневым силуминам (табл. 1.4).

Таблица 1.4

Литейные свойства поршневых силуминов

Сплав	Жидкотекучесть, мм		Горячеломкость (ширина кольца, мм, при которой появляются первые трещины)	Линейная усадка, %
	Кокиль, спиральная проба	Земля, прутковая проба		
АЛ2ММгН (АЛ30)	850	420	5,0	1,15
АК2М2МгН (АЛ25)	860	425	5,0	1,15
АК2М2,5Н2,5 (ВЖЛС-2)	790	390	7,5	1,05

1.5. Микроструктура

Микроструктура двойных заэвтектических силуминов состоит из кристаллов первичного кремния и алюминиево-кремниевой эвтектики. В сплавах технической чистоты кристаллы первичного кремния выделяются в виде полиэдров, а в высокочистых силуминах имеют дендритную морфологию (рис. 1.5). В немодифицированных силуминах частицы эвтектического кремния имеют иглообразную форму, что существенно снижает пластичность сплава.

Большинство поршневых заэвтектических силуминов в литом состоянии имеют следующий фазовый состав: α_{Al} , Si, FeNiAl₉, π -FeMgSi₆Al₈, ω -CuSi₄Mg₅Al₄, β -FeSiAl₅. Структура и фазовый состав сплавов АК21М2,5Н2,5 достаточно подробно рассмотрены в работе [4], в которой, в частности, отмечается, что в структуре сплава наряду с эвтектикой Al-Si значительный объем занимает эвтектика Fe-NiAl₉ α_{Al} . Среди медьсодержащих фаз наибольшее распространение



а



б

Рис. 1.5. Микроструктура сплава Al – 18 % Si высокой (а)
и технической (б) чистоты

имеет интерметаллид W . Наличие хрома определяет высокую вероятность образования первичных кристаллов железосодержащей α -фазы. β -фаза в сплаве АК21М2,5Н2,5 образуется редко, чаще всего присутствует фаза π . Другие элементы и примеси значительного влияния на фазовый состав сплава не оказывают.

Термообработка (старение) сплава АК21М2,5Н2,5 не вызывает изменений в микроструктуре, выявленных методами световой микроскопии.

2. ОСНОВЫ ТЕХНОЛОГИИ ПЛАВКИ ЗАЭВТЕКТИЧЕСКИХ СИЛУМИНОВ

2.1. Печи для плавки заэвтектических силуминов

Для приготовления заэвтектических силуминов используются тигельные и отражательные печи, работающие на электроэнергии, жидком или газообразном топливе. Особенно широко применяют электрические индукционные тигельные печи, а в последние годы увеличивается объем применения дуговых электропечей постоянного тока.

2.1.1. Электрические печи сопротивления

Электрические печи сопротивления бывают тигельные и отражательные. *Тигельные* печи применяют для плавки в цехах с небольшим выпуском отливок и как раздаточные печи – в фасонно-литейных цехах. *Отражательные* печи широко используют для плавки в цехах фасонного и заготовительного литья и в качестве миксеров – в цехах заготовительного литья.

Электрические тигельные печи сопротивления позволяют получать сплавы высокой степени чистоты. Они просты по конструкции и удобны в эксплуатации, но имеют низкую производительность и невысокий тепловой коэффициент полезного действия η . Оба эти показателя заметно улучшаются, если применить для футеровки печи современные материалы с низкой теплопроводностью. При этом, например, коэффициент η может достигать 0,7.

На рис. 2.1 показана схема тигельной печи сопротивления для плавки алюминиевых сплавов (печь типа САТ). Промышленностью выпускаются печи САТ трех видов: поворотные тигельные САТ-А, стационарные плавильные САТ-Б и стационарные раздаточные САТ-В. Печи состоят из стального цилиндрического кожуха 1, футеровки из огнеупорного шамотного кирпича 2, нагревательных элементов 3, изготовленных из нихромовой ленты или проволоки, теплоизоляционного слоя 4, находящегося между стальным корпусом печи и шамотной футеровкой. Концы нагревательных элементов 5 выводятся в коробку 6 для подключения к сети. Чугунный тигель 7 опирается на плиту 8, укрепленную в кожухе печи. Печь может быть оборудована вытяжным зонтом.

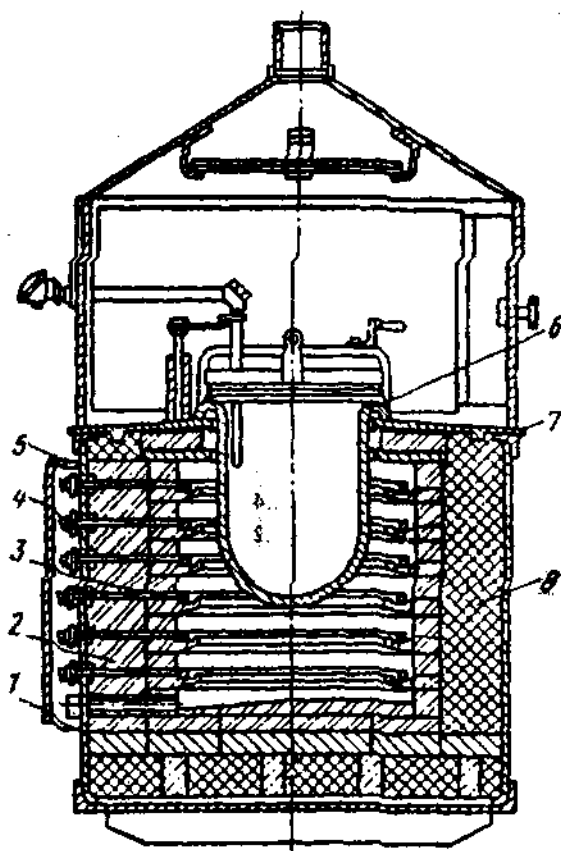


Рис. 2.1. Схема тигельной печи сопротивления типа САТ:

1 – стальной цилиндрический корпус; 2 – футеровка;
3, 4 – нагревательные элементы; 5 – коробка; 6 – чугунный
тигель; 7 – плита; 8 – теплоизоляционный слой

При повышенных требованиях к содержанию железа в сплаве вместо литых чугунных тиглей применяют графитошамотовые и карбидокремниевые, характеристики которых приведены в приложении 1.

В последние годы в электрических печах сопротивления с нихромовыми нагревателями успешно конкурируют карбидокремниевые (ТУ 14-8-586-89; ТУ 14-196-56-88; ТУ 14-196-33-87), характеристики которых приведены в табл. 2.1.

**Технические характеристики и размеры
карбидокремниевых электронагревателей**

Тип электро- нагрева- теля*	Содер- жание SiC, %, не менее	Пористость открытая, %, не менее	Сопротивление, Ом, при испы- тании под то- ком с разогре- вом до 1000 °С	Размеры, мм		
				Диаметр	Длина рабочей части	Общая длина
КЭНВ	97	28	0,52...1,95	1...30	300...960	710...1455
КЭНВП	97	28	0,5...2,95	1...30	300...960	190...1455
КЭНА	97	24	1,3...6,50	8...14	100...250	270...750
КЭНБС	97	28	1,0...1,80	25	300...400	900...1200
КЭНС	97	25	2,0...5,00	45...55	400	600
КЭНАПС	97	23	0,8...4,54	18...25	250...800	1050...1700
КЭНВПС	97	23	0,4...2,36	25...45	400...810	1100...1480
КЭНП	97	28	1,1...2,80	25...30	935...960	1425...1455

- * КЭНВ – карбидокремниевые электронагреватели трубчатые, с выводами, заполненными смесью металлических порошков;
 КЭНВП – карбидокремниевые электронагреватели трубчатые, с выводами, пропитанными сплавом металлов;
 КЭНА – карбидокремниевые электронагреватели трубчатые, с утолщенными выводами;
 КЭНБС – карбидокремниевые электронагреватели сплошные, с приставными выводами, пропитанными сплавом металлов;
 КЭНС – карбидокремниевые электронагреватели трубчатые, со спиральной нарезкой;
 КЭНАПС – карбидокремниевые электронагреватели трубчатые, склеенные с утолщенными выводами, пропитанными легированным кремнием;
 КЭНВПС – карбидокремниевые нагреватели трубчатые, с выводами, пропитанными легированным кремнием и соединенными с активной частью склеиванием;
 КЭНП – карбидокремниевые П-образные электронагреватели в виде П-образных элементов с выводами, пропитанными металлом.

Фирма «Накал» предлагает тигельные печи сопротивления для плавки цветных металлов и сплавов модели ПП с максимальной температурой перегрева расплава 1100 °С. Характеристика печей приведена в табл. 2.2.

**Технические характеристики тигельных электрических печей
сопротивления фирмы «Накал»**

Модель	Габаритные размеры, мм	Емкость тигля по меди, кг	Температура расплава максимальная, °С	Мощность, кВт	Масса, кг
ПП 20	1150×930×930	20	1100	12	250
ПП 30	900×700×750	30	1100	15	300
ПП 40	900×900×1050	50	1100	22,1	400
ПП 100	1100×1100×1100	100	1100	35	430
ПП 200	1100×100×1200	200	1100	48	550
ПП 300	1150×1150×1250	300	1100	55	680
ПП 400	1300×1300×1400	400	1100	65	750
ПП 450М	1500×1450×1450	450	1100	65	950
ПП 500	1485×1300×1555	500	1100	65	1000
ПП 750	1900×1300×1500	750	1100	70	1100

Электрические отражательные печи сопротивления применяют в качестве плавильных и плавильно-раздаточных (миксеры). Широко распространены плавильные наклоняющиеся электрические печи сопротивления типа САН, имеющие емкость от 500 до 3000 кг.

Электропечь типа САН (рис. 2.2) состоит из стального сварного кожуха 6, футеровки 7. Свод печи перекрыт специальным шамотным кирпичом с пазами для укладки в них нагревательных элементов 5, изготовленных из нихромовой проволоки в виде спиралей. В печах небольшой емкости можно применять карбидокремниевые нагреватели. Рабочее пространство печи разбито на три зоны: две зоны плавильные 3 и одна – металлосборник (ванна) 1. Со стороны плавильных зон имеются окна 4 для загрузки шихты 2. Для слива металла печь поворачивается на роликах 9 в сторону сливного носка 8.

Плавильно-раздаточные печи типа САК (рис. 2.3) – печи сопротивления, камерные – имеют емкость до 650 кг и применяются обычно для кокильного литья. Плавильная камера печи имеет две рабочие зоны: плавильную 1 и металлосборник 2. Разбор жидкого металла осуществляется через окно 3. Нагревательные элементы 4 установлены в своде печи. Загрузка шихты производится через окно 5.

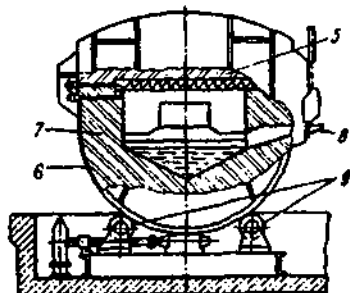
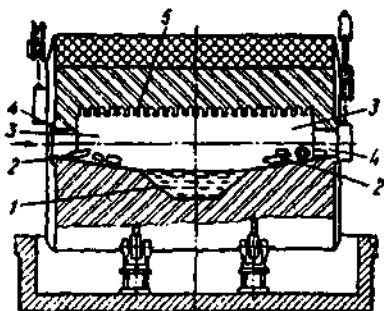


Рис. 2.2. Схема электрической печи сопротивления типа САН:
1 – металлосборник (ванна); 2 – шихта; 3 – плавильная зона;
4 – окна; 5 – нагревательные элементы; 6 – стальной сварной кожух;
7 – футеровка; 8 – сливной носок; 9 – ролики

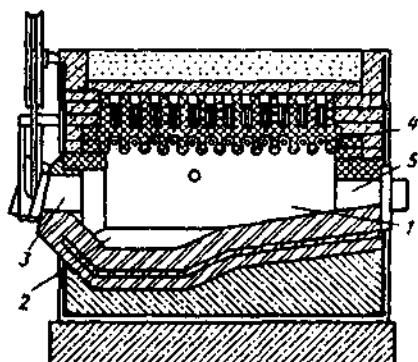


Рис. 2.3. Схема электрической плавильно-раздаточной печи типа САК:
1 – плавильная зона; 2 – металлосборник; 3, 5 – окна;
4 – нагревательные элементы

Основные технические характеристики печей типов САТ, САК и САН приведены в табл. 2.3 и 2.4.

Таблица 2.3

**Технические характеристики тигельных
электрических печей сопротивления**

Тип и марка	Емкость, кг	Потребляемая мощность, кВт	Расход элек- троэнергии на 1 т жидкого металла, кВт·ч	Габаритные размеры, мм
<i>Плавка сплавов</i>				
Поворотная:				
САТ-0,15А	150	40	550...600	1750×1340×2300
САТ-0,25А	250	60	550...600	1870×1440×2380
САТ-0,5А	500	80	550...600	2000×1590×2620
Стационарная:				
САТ-0,15Б	150	40	550...600	2000×1200×2090
САТ-0,25Б	250	60	550...600	2200×1300×2050
САТ-0,5Б	500	80	550...600	2430×1500×2340
<i>Подогрев сплавов</i>				
Стационарная:				
САТ-0,15В	150	30	110	1500×1380×1050
САТ-0,25В	250	40	110	1500×1380×1050

Таблица 2.4

**Технические характеристики отражательных
электрических печей сопротивления**

Марка	Емкость, кг	Потребляемая мощность, кВт	Производи- тельность, кг/ч	Продолжи- тельность плавки, ч	Габаритные раз- меры, мм
САК-0,15	150	40	50	2,0...3,0	1800×1782×2060
САК-0,25	250	82	75	2,0...2,5	2410×2260×2057
САН-0,3А	300	92	125	2,0...2,5	3000×2240×2800
САН-0,5А	500	122	150	2,5...3,0	3960×2900×3094
САН-1А	1000	184	225	3,0...3,5	5440×3100×3160
САН-1,5А	1500	244	350	3,5...4,0	6000×2600×3160
САН-2А	2000	305	500	3,5...4,0	6000×2600×3160
САН-3А	3000	410	650	4,0...4,5	7600×2900×3160

2.1.2. Индукционные тигельные печи

Индукционные тигельные печи применяются для фасонного и заготовительного литья. Емкость тигельных печей для приготовления заэвтектических силуминов колеблется от сотен килограмм до нескольких тонн.

Основными достоинствами тигельных печей являются:

- высокая производительность;
- интенсивная циркуляция расплава в тигле, обеспечивающая выравнивание температуры по объему ванны и получение однородных по химическому составу сплавов;
- возможность быстрого перехода с одной марки сплава на другую;
- широкое (до 100 %) использование в шихте низкосортных материалов – стружки и отходов;
- простота и удобство обслуживания печи, управления процессом плавки и его регулирования, широкие возможности для механизации и автоматизации загрузки шихты и разливки металла, хорошие санитарно-гигиенические условия.

К недостаткам тигельных печей следует отнести невысокую стойкость футеровки тигля и относительно низкую температуру металла на поверхности жидкой ванны.

Технические характеристики некоторых марок индукционных тигельных печей промышленной и высокой частоты, выпускаемых в России, приведены в табл. 2.5 и 2.6.

Таблица 2.5

Технические характеристики индукционных тигельных печей* промышленной частоты

Марка	Емкость, т	Мощность, потребляемая печью, кВт	Производительность (по расплавлению), т/ч	Время расплавления, ч	Удельный расход электроэнергии, кВт·ч/т	Масса печи (общая), т
ИАТ-0,4	0,4	170	0,24	1,7	725	6,2
ИАТ-1	1,0	317	0,56	1,77	610	14
ИАТ-2,5	2,5	765	1,32	1,89	578	24,5
ИАТ-6	6,0	1100	1,95	3,0	557	39,6

* Рабочая температура печи – 750 °С.

**Технические характеристики индукционных
тигельных печей высокой частоты**

Тип установки*	Емкость печи, т	Время плавки, ч	Расход воды, м ³ /ч	Площадь, занимаемая участком, мм	Мощность Р _{вых} , кВт	Частота F _{вых} , кГц	Габаритные размеры печи и преобразователя, мм
УИП-100-2,4-0,06	0,06	0,75	4,0	7000...6000	100	2,4	800×920×925 1450×600×2000
УИП-160-2,4-0,16	0,16	1,15	4,2	7380...6000	160	2,4	1504×1072×1050 1430×600×2000
УИП-160-2,4-0,25	0,25	1,15	7,9	7300...6900	160	2,4	1504×1072×1060 1550×800×2000
УИП-320-2,4-0,4	0,4	1,15	10,1	10000...6850	320	2,4	1400×1500×1390 1550×800×2000
УИП-800-1,0-1,0	1,0	1,15	12,0	10000...8000	800	1,0	1600×1600×1500 1330×800×2340
УИП-1200-0,5-2,5	2,5	1,15	20,0	10000...8000	1200	0,5	2000×2000×2000 1330×800×2340

* В состав установки входят: тиристорный преобразователь частоты; индукционная плавильная печь ИПП; блок компенсации; комплект соединительных токопроводов; двухконтурная станция охлаждения; блок дистанционного управления; рабочая площадка. Максимально допустимая температура расплава 2000 °С.

На рис. 2.4 показана индукционная печь марки ИАТ-2,5, которая широко эксплуатируется на многих заводах России. В комплект печи входит автоматический регулятор электрического режима, поддерживающий максимальную мощность печи в течение всего периода плавки. Печь снабжена сигнализатором состояния футеровки тигля, внешним магнитопроводом для уменьшения рассеивания электромагнитных волн. Магнитопровод 1 установлен снаружи индуктора 2 и дополнительно стягивает его в направлении к центру индуктора. Внутри индуктора производят набивку тигля 5. Пространство между индуктором и тиглем заполняется смесью асбеста и микалита. Индуктор с тиглем и магнитопроводом заключен в кожух из мягкой стали. Кожух скреплен с металлическим каркасом 7, к которому крепят рабочую площадку печи 6. Сливной носок 4 имеет ось 3, опирающуюся на подшипники. Два гидравлических цилиндра со штоками, установленными по бокам печи, обеспечивают ее поворот вокруг оси для слива металла.

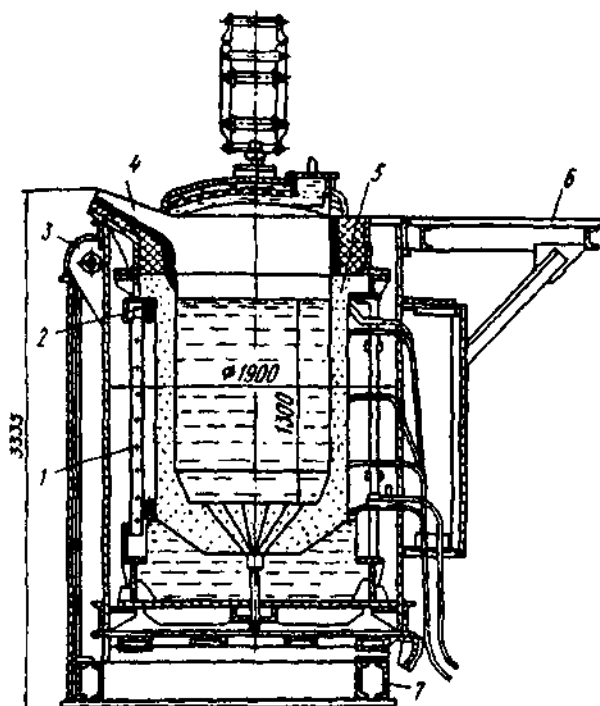


Рис. 2.4. Схема индукционной тигельной печи ИАТ-2,5:
1 – магнитопровод; 2 – индуктор; 3 – ось; 4 – сливной носок;
5 – тигель; 6 – рабочая площадка; 7 – металлический каркас

К футеровке индукционных тигельных печей предъявляются очень высокие требования. Плавильный тигель должен обладать высокой термостойкостью, не разрушаться от механического воздействия загружаемой шихты, не вступать в химическое взаимодействие с жидким металлом, шлаками и флюсами. Для повышения КПД печи и увеличения ее производительности стенки плавильного тигля должны иметь небольшую толщину.

Футеровки индукционных тигельных печей для плавки алюминиевых сплавов выполняются набивкой из жаростойких бетонов. Бетоны содержат связующие вещества и приобретают прочность в результате воздушного (бетоны на жидком стекле с кремнефтористым натрием) или химического (бетоны на фосфатной связке) твердения. Бетон на жидком стекле имеет следующий состав, % масс.: тонкомолотый магнезит – 28,8; шамотная крошка размером 0,15...5 мм – 25,0; шамотная крошка размером 5...10 мм – 30,0; кремнефтористый натрий – 1,2; жидкое стекло (плотность 1,36...1,38) – 15,0.

2.1.3. Индукционные канальные печи

Индукционные канальные печи для плавки алюминиевых сплавов применяют, главным образом, в цехах фасонного литья. В настоящее время для приготовления заэвтектических силуминов они практически не используются. Это связано с быстрым зарастанием каналов оксидами, шлаками и другими неметаллическими включениями, что существенно снижает эффективность работы печи. Процесс зарастания каналов интенсифицируется при наличии в шихте загрязненных отходов и стружки. Механическая чистка каналов требует остановки печи и недостаточно эффективна.

В новые проекты закладывать применение этих печей для приготовления заэвтектических силуминов нецелесообразно.

2.1.4. Дуговые электрические печи постоянного тока

Дуговые печи постоянного тока нового поколения (ДППТНП) предназначены для плавки сплавов на основе алюминия, меди и железа.

ДППТНП обладают всеми достоинствами индукционных тигельных и канальных печей и имеют существенные преимущества перед ними при работе в плавильном и миксерном режимах. Из ДППТНП производят полный и дробный слив металла, для них не опасны отключения электроэнергии, они могут работать в односменном и непрерывном режимах.

В ДППТНП реализованы необычные для дуговых печей режимы – отсутствие локальных перегревов металла под дугой, быстрое плавление шихты и нагрев расплава при интенсивном перемешивании. Это дает возможность использовать дуговой нагрев для плавки высококачественных алюминиевых сплавов, в том числе из всевозможных отходов. Высокая скорость плавления и полный слив металла предотвращают попадание в расплав железа из шихты, поскольку стальные, чугунные и другие детали не успевают раствориться в алюминии.

Низкий уровень выбросов пыли и газов из ДППТНП, как правило, позволяет выполнить требования экологов без строительства систем пылегазоочистки.

Печь состоит из металлического футерованного кожуха, сверху закрытого футерованным или водоохлаждаемым сводом, механизмов подъема и отвода свода для загрузки печи, наклона печи для слива металла, перемещения сводового (графитированного) электрода. Через от-

верстие в центре свода в печь вводится один сводовый электрод, в подине печи устанавливают два и более подовых электрода.

Футеровка дуговых печей для плавки алюминиевых сплавов набивают на основе жаропрочного бетона. Срок службы футеровки составляет 13 – 14 лет. Свод, футерованный жаропрочным бетоном, обычно заменяется через 6 – 8 месяцев.

Технические характеристики дуговых печей постоянного тока (ДППТУ) при плавке алюминиевых сплавов приведены в табл. 2.7.

Таблица 2.7

**Технические характеристики ДППТУ при плавке
алюминиевых сплавов**

Марка печи	Номинальная емкость, т	Номинальная мощность, МВА	Удельный расход энергии при расплавлении 1 т шихты, кВт/ч	Расход охлаждающей воды, м ³ /ч	Напряжение питающей сети, кВ	Угар шихты (качественный), %
ДППТУ-0,5	0,5	0,75	410	10	0,38; 6; 10	2
ДППТУ-1,5	1,5	1,6	390...400	10	6; 10	1,5
ДППТУ-3	3	2,7	380...390	20	6; 10	1,5
ДППТУ-6	5	4,5	380	20	6; 10	1,5
ДППТУ-12	10	10,79	360	30	6; 10	1,5

Примечание. Удельный расход графитовых электродов – 1,2 кг/т. Число фаз питающей сети – 3.

По экономическим показателям дуговые печи постоянного тока можно отнести к разряду сверхрентабельных. На многих предприятиях замена индукционных и газовых печей на ДППТНП может окупиться за 3 – 4 месяца. При производстве вторичного алюминия переплав в ДППТУ позволяет получать сплавы, по свойствам приближенные к сплавам из первичного алюминия.

2.1.5. Топливные плавильные печи

Топливные плавильные печи наиболее целесообразно использовать в литейных цехах с небольшим выпуском отливок, а также для приготовления лигатур. Они просты по конструкции и надежны в эксплуатации. Разливку металла из печей осуществляют путем поворота печи, извлечения тигля из печи и последующей разливки металла по формам, использования специальных устройств, обеспечивающих разбор металла в автоматическом режиме (роботы, дозаторы), разбора металла заливочными ковшами.

Тигельные топливные печи состоят из следующих основных элементов (рис. 2.5): металлического корпуса 2, огнеупорной кладки и теплоизоляционного слоя, расположенного между кладкой и корпусом печи; горелок или форсунок 1; плавильного тигля 3; устройства для отвода дымовых газов. Емкость широко используемых топливных печей составляет 150...500 кг. Тигли для плавки алюминиевых сплавов изготавливают из огнеупорной графитошамотной массы, а также из чугуна. Чугунные тигли прочнее и дешевле графитошамотных, однако при плавке в чугунных тиглях происходит переход железа из стенок тигля в расплав. Это – основной недостаток чугунных тиглей. Для предотвращения растворения рабочую поверхность чугунных тиглей окрашивают или обмазывают специальными смесями. Чаще всего используют краску следующего состава (в частях по массе): отмученный мел – 50; жидкое стекло – 5; вода – 100. Краску наносят на подогретые до 80 – 90 °С поверхности. Для обмазки используют смесь магнезита, асбеста и жидкого стекла. Ее наносят на рабочую поверхность тиглей слоем толщиной 10...15 мм, высушивают и прокаливают при температуре 750...800 °С. Облицовка существенно (в 2 – 3 раза) увеличивает срок службы чугунных тиглей.

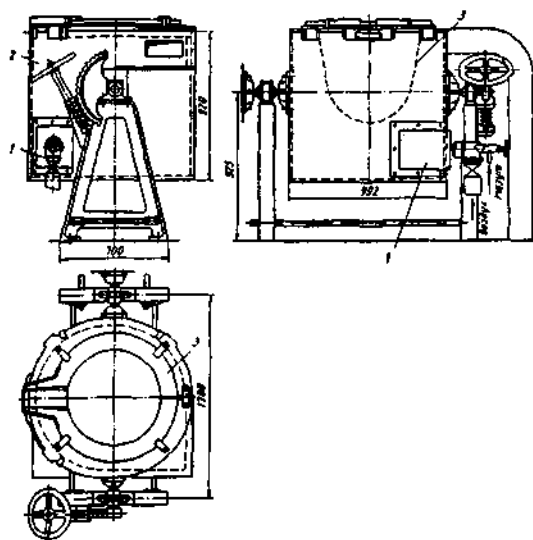


Рис. 2.5. Схема тигельной топливной печи:
1 – горелка или форсунка; 2 – металлический корпус;
3 – плавильный тигель

Технические характеристики газовых тигельных печей для плавки и подогрева алюминиевых сплавов приведены в табл. 2.8.

Таблица 2.8

Технические характеристики газовых тигельных печей для плавки и подогрева алюминиевых сплавов

Тип и марка печи	Емкость, т	Средняя производительность кг/ч	Расход		Габаритные размеры, мм
			топлива, кг/ч	воздуха, м ³ /ч	
Плавильная однитигельная поворотная:					
ПТП-0,18	0,18	120	30	400	1240×1000×1080
ПТП-2,25	0,25	150	40	500	1300×1000×1350
Раздаточная стационарная:					
двухтигельная РТС-0,30	0,30	—	20	250	2100×1150×1000
однитигельная РТС-0,15	0,15	—	15	200	1300×1150×1000

С металлургической точки зрения тигельные печи имеют некоторые преимущества перед отражательными топливными печами. Основное из них — отсутствие непосредственного контакта твердой шихты с продуктами горения топлива. Это значительно уменьшает окисляемость сплавов и насыщение их водородом. Кроме того, существенно уменьшаются безвозвратные потери металла.

Плавка сплавов в тигельных печах позволяет осуществлять их рафинирование и модифицирование любыми известными методами.

Основными недостатками тигельных печей являются малая производительность, низкий тепловой коэффициент полезного действия (до 10 %), большой расход тиглей.

Топливные отражательные печи благодаря высокой производительности, большой емкости и простоте обслуживания широко используют для плавки алюминиевых сплавов в цехах фасонного литья с большим выпуском отливок и в цехах заготовительного литья.

По конструкции отражательные печи бывают поворотными и стационарными. Технические характеристики некоторых топливных печей приведены в табл. 2.9.

Технические характеристики топливных отражательных печей

Печи, применяющиеся для литья	Емкость, т	Производительность, кг/ч	Длительность, ч	Габаритные размеры, м		
				Длина	Ширина	Высота
Фасонного	3,5	800	4,0...4,5	7,0	3,0	3,0
Заготовительного	30	5000	5	10,0	7,0	6,0

Несмотря на отмеченные выше преимущества топливных печей применять их для приготовления поршневых силуминов, особенно зазвтектических, целесообразно лишь при оснащении их системой механического перемешивания жидкого металла. При ее отсутствии существенно увеличивается трудоемкость приготовления расплава.

Длительность эксплуатации отражательных пламенных печей при плавке алюминиевых сплавов во многом определяется стойкостью футеровки пода печей, которая делается многослойной и состоит из слоев листового асбеста, инфузорной земли, шамотных кирпичей и поверх его — слоя шамотной набивки. Кладку пода печи лучше выполнять из магнезитового кирпича, однако для этой цели до сих пор широко используют шамот как наиболее доступный и дешевый материал.

Шамот взаимодействует с алюминиевыми расплавами. Для предотвращения взаимодействия футеровку пропитывают флюсом (23...25 % Na_3AlF_6 , 20...27 B_2O_3 , остальное NaCl). Флюс смешивают с жидкой глиной, обмазывают полученной массой футеровку печи и прокалывают ее при температуре 900...950 °С. Во время работы печи хлорид натрия испаряется, а криолит образует с кремнеземом оксифториды, не смачивающиеся алюминиевым расплавом.

Технические характеристики основных типов плавильных печей, используемых в цехах заготовительного литья, приведены в табл. 2.10, из которой следует, что наиболее производительными и экономичными являются шахтно-ванновые печи.

Таблица 2.10

Технические характеристики основных типов печей для приготовления алюминиевых сплавов в заготовительных цехах

Тип печи	Емкость, т	Производительность, т/ч	КПД, %	Безвозвратные потери, %
Шахтно-ванная	40...60	4...12	60	1,0
Отражательная топливная	30...40	2...4	30	1,5
Электрическая сопротивления	7...10	0,5...0,8	70	1,2
Индукционная канальная	6...25	1,3...3,0	60...75	0,8

2.2. Приготовление заэвтектических поршневых силуминов

Плавка заэвтектических силуминов в целом не вызывает больших затруднений. Технологический процесс плавки разрабатывается в соответствии с составом шихты. Как отмечалось в § 1.1, поршневые заэвтектические силумины в качестве легирующих элементов содержат кремний, медь, магний, никель, хром, титан и марганец. Кремний, медь, магний и никель можно вводить в расплав алюминия в чистом виде, однако для улучшения их усвоения целесообразно использовать лигатуры. Как правило, применяют двойные лигатуры на основе алюминия: Al – 25 % Si, Al – 10 % Ni, Al – 5 % Cr, Al – 5 % Ti, Al – 50 % Cu и Al – 10 % Mn.

Особенности плавки алюминиевых сплавов подробно рассмотрены в [5]. В связи с этим в данной работе более детально остановимся лишь на некоторых аспектах приготовления поршневых заэвтектических силуминов.

2.2.1. Приготовление заэвтектических поршневых силуминов из первичных шихтовых материалов

Технологией приготовления поршневых заэвтектических силуминов из первичных шихтовых материалов предусматривается применение алюминия марок А0 – А8, магния Мг90, Мг95, меди М1, М2 и кремния Кр0, Кр1, лигатур Al – 10 % Ni, Al – 5 % Cr, Al – 5 % Ti, Al – 10 % Mn и до 30 % отходов производства поршней (бракованные поршни, элементы литниково-питающей системы). Все шихтовые материалы должны быть сухими и свободными от загрязнений, в том числе от инородных металлов.

Сначала в печь загружают чистый алюминий и включают ее на максимальную мощность. После расплавления алюминия температуру жидкого металла доводят до 880...950 °С. Предпочтительной является температура 900 °С. В перегретый алюминий под зеркало жидкого металла порционно вводят кремний. Количество порций загружаемого кремния – не менее трех. После ввода каждой порции кремния расплав периодически перемешивают, температуру поднимают до исходной и вводят следующую порцию кремния. В течение всего периода ввода кремния в алюминий следят за тем, чтобы кремний находился под оксидной пленкой расплава.

После усвоения кремния в жидкий металл вместе или последовательно вводят медь и лигатуры Al – Ni, Al – Cr, Al – Ti, Al – Mn,

предварительно просушенные или подогретые на кожухе или на крышке печи приблизительно до 100 °С. Температуру расплава снижают до 830...850 °С. В процессе расплавления и растворения лигатур металл периодически перемешивают.

Отходы в печь должны загружаться сухими, без включений инородных материалов. Температуру расплава перед вводом отходов поддерживают на уровне 850 °С. В зависимости от типа плавильного агрегата отходы загружают в один или несколько приемов. Магний в расплав вводят в последнюю очередь, загружая его под зеркало жидкого металла.

После введения всего расчетного количества легирующих элементов проводят экспресс-анализ химического состава (обычно методом спектрального анализа) и при необходимости – дошихтовку или расшихтовку сплава.

После получения требуемого химического состава проводят рафинирующе-модифицирующую обработку расплава, которая подробнее будет рассмотрена § 2.3 и 2.4.

Приготовленный сплав в ковше транспортируют к раздаточным печам. Перед сливом металла в печь на поверхность «болота» насыпают рафинирующий флюс $KCl (NaCl) - KBF_4 (K_2ZrF_6)$ из расчета 0,05...0,1 % от массы переливаемого металла.

Через 7 – 10 мин выдержки с поверхности расплава снимают шлак и начинают разбор металла.

При производстве слитков металл в изложницы или кристаллизаторы машин непрерывного литья подается или сразу из печи, или из миксера. Подготовка металла к заливке производится как в плавильных агрегатах, так и во время транспортировки по разливочному желобу.

2.2.2. Приготовление заэвтектических поршневых силуминов из вторичных шихтовых материалов

При использовании в качестве шихты отходов в виде отработанных или бракованных поршней, а также стружки заэвтектических силуминов особое внимание должно уделяться возможному загрязнению расплава железом из поршневых колец, нирезистовых вставок и т.д. В связи с этим отходы, предназначенные для переплава, проходят тщательный визуальный контроль с целью отделения железосодержащих элементов, а стружка – магнитную сепарацию.

Для подшихтовки используются первичные металлы и лигатуры (см. п. 2.2.1).

Приготовление сплавов из вторичных шихтовых материалов предпочтительнее вести в тигельных печах, отражательных печах с форкамерой и в дуговых печах постоянного тока. Последние наиболее эффективны при использовании компактных отходов, так как позволяют свести к минимуму вероятность загрязнения металла железом без применения каких-либо сложных специальных приспособлений и технологических приемов: после расплавления шихты железосодержащие элементы скребком удаляются с подины печи. Загрязнения расплава железом вследствие его растворения в жидком металле также практически не происходит из-за малой продолжительности процесса нагрева шихты до температуры плавления (менее 20 мин).

При переплаве компактных отходов из заэвтектических силуминов в печах с форкамерой также имеется возможность удаления железосодержащих элементов шихты скребком с подины форкамеры, однако это трудоемкая операция.

Приготовление заэвтектических силуминов в тигельных печах более эффективно по сравнению с приготовлением их в отражательных печах, но требует применения специальных технологических приемов для исключения насыщения расплава железом. Наиболее распространенным приемом, предотвращающим попадание железосодержащих элементов шихты в жидкий металл, является загрузка отходов в печь в специальных коробах (корзинах), изготовленных из титана, или мешках, сшитых из стеклоткани, применяемой для фильтрования металлических расплавов. Короб (корзина) или мешок с отходами загружаются в «болото» печи и выдерживаются в нем до расплавления шихты, после чего они извлекаются из печи, освобождаются от железосодержащих элементов шихты и могут использоваться повторно.

При наличии в составе шихты сыпучей стружки плавку проще и эффективнее вести в тигельных индукционных печах промышленной частоты. Стружка должна загружаться порционно в «болото» печи под зеркало расплава.

После наплавления из отходов требуемого количества металла в печи проводят его доводку по химическому составу, а затем — рафинирующе-модифицирующую обработку расплава.

Следует отметить, что приготовленный из отходов заэвтектический силумин требует более тщательной очистки расплава от водорода и неметаллических примесей. В связи с этим расход рафини-

рующих флюсов и продолжительность обработки расплава могут быть увеличены в 1,5...2,0 раза по сравнению с обработкой расплава, приготовленного из первичных шихтовых материалов. В случае повышенных требований к сплаву по пластичности целесообразно расплав фильтровать через керамические фильтры на этапе перелива металла из ковша в раздаточную печь или в желобе непосредственно перед изложницей или кристаллизатором.

2.3. Рафинирование заэвтектических силуминов

2.3.1. Дегазация

Как известно, основной газовой примесью в силуминах является водород, который становится причиной одного из наиболее распространенных видов брака отливок – газовых раковин и газовой пористости. Газовые дефекты в отливках вызывают снижение механических и эксплуатационных свойств изделий из этих сплавов.

Наиболее предпочтительным методом рафинирования расплавов на основе алюминия является их продувка инертным (аргон) и нейтральным (азот) газами. В настоящее время известен ряд способов повышения эффективности этого процесса, в частности, использование для продувки сопел малого диаметра (0,2...1,5 мм). В этом случае газовый факел представляет собой двухфазный газожидкостный поток, имеющий сложное строение. На входе газовой струи в жидкость образуется динамическая зона, состоящая из двух участков: диспергирования, где газ движется вдоль оси сопла, и всплывания.

На участке диспергирования происходит дробление жидкости на мельчайшие капли, которые имеют вытянутую по направлению газового потока форму. Дробление жидкости наблюдается только по достижении определенной скорости истечения газа в жидкость. Согласно результатам расчетов с использованием критерия Вебера, скорость истечения газа должна быть не менее 35 м/с.

Длина зоны диспергирования L максимальна при горизонтальном расположении сопла и увеличивается с повышением избыточного давления газа и диаметра сопла. В критериальной форме она может быть описана зависимостью

$$L = kd_c \text{Ar}^{0,3}, \quad (2.1)$$

где k – коэффициент;
 d_c – диаметр сопла, м;
 Ar – критерий Архимеда.

Для сопел малого диаметра ($d_c = 0,2 \dots 1,5$ мм) и избыточного давления газа в фурме ($0,2 \dots 1,0$ МПа) коэффициент $k = 6,3$.

На участке всплытия нарушается сплошность струи газа и происходит ее распад на отдельные пузырьки, которые при всплытии образуют барботажный слой. Он имеет мелкоячеистую структуру с размером газовых пузырьков $1 \dots 3$ мм. Сектор раскрытия этого слоя мало зависит от избыточного давления и диаметра сопла и лежит в пределах $40 \dots 45^\circ$.

В ходе исследования процесса высокоскоростной продувки модельной жидкости азотом отмечено ее движение во всем объеме емкости. Интенсивность движения определяется геометрией емкости и направлением движения высокоскоростной струи газа. Наиболее интенсивное движение жидкости наблюдается внутри цилиндрического сосуда при тангенциальной подаче газа.

Эффективность рафинирования при продувке зависит от размера и количества проходящих через расплав пузырьков рафинирующего газа. Оптимальным является диаметр пузырьков $1 \dots 5$ мм. На основании имеющихся в литературе данных по кинетике гетерогенных процессов проведено аналитическое решение задачи удаления водорода из расплава применительно к одиночному пузырьку инертного газа, которое показало, что эффективность дегазации можно повысить увеличением расхода газа и измельчением образующихся пузырей, как это следует из выражения

$$C_b = C_a^0 \exp - \frac{\beta h Q \tau}{V_m r_n U_n} \quad (2.2)$$

где C_a^0 – начальная концентрация водорода в расплаве, $\text{см}^3/100$ г металла;

β – суммарный коэффициент массопередачи водорода, м/с;

h – глубина ванны, м;

Q – удельный расход газа, $\text{м}^3/\text{с}$;

τ – длительность продувки, с.

V_m – объем ванны с расплавом, м^3 ;

r_n – радиус пузырька инертного газа, м;

U_n – скорость всплытия пузырей, м/с;

Суммарный коэффициент массопередачи β определяется из известного выражения

$$1/\beta = \delta / D_{H_2}^{cl} + b_n / D_{H_2}^{nl}, \quad (2.3)$$

где δ – толщина приграничного ламинарного слоя металла вокруг пузырька рафинирующего газа, м;

b_n – толщина оксидной пленки на поверхности пузырька рафинирующего газа, м;

$D_{H_2}^{cl}, D_{H_2}^{nl}$ – коэффициент диффузии водорода в приграничном ламинарном слое и оксидной пленке соответственно, м²/с.

Как известно, повысить эффективность очистки алюминиевых расплавов от водорода можно за счет добавки к рафинирующему газу небольших количеств хлоридов. Пары хлоридов разрыхляют оксидную пленку на границе «пузырек рафинирующего газа – расплав», повышая ее проницаемость для водорода, что облегчает его переход в газовую фазу и интенсифицирует процесс очистки расплава. Это позволяет использовать для рафинирования инертные газы с повышенной влажностью и содержанием кислорода.

Лабораторные и промышленные эксперименты показали, что для эффективной очистки от водорода расплавов заэвтектических силуминов можно использовать, например, гексахлорэтан в количестве всего 0,01 % от массы расплава, что в 50 раз меньше, чем при обычном рафинировании гексахлорэтаном. Уменьшение расхода хлорида достигается за счет того, что он помещается в сопловую насадку, где при нагревании выше 184,4 °С возгоняется и смешивается в фуре с рафинирующим инертным газом.

Результаты рафинирования расплава КС 740 высокоскоростной продувкой азотом и смесью азота и гексахлорэтана, приведенные в табл. 2.11 и 2.12, показывают более эффективное дегазирующее воздействие на расплав газопаровой смеси по сравнению с чистым азотом.

Таблица 2.11

Изменение плотности и пористости сплава КС 740 в результате высокоскоростной продувки расплава азотом

Длительность продувки, мин	Плотность сплава, г/см ³ , при $P_{гб}$, МПа				Пористость сплава, %, при $P_{гб}$, МПа			
	0,2	0,3	0,4	0,5	0,2	0,3	0,4	0,5
1	2,722	2,723	2,724	2,712	0,66	0,62	0,58	1,02
2	2,723	2,726	2,726	2,714	0,62	0,51	0,51	0,95
3	2,723	2,727	2,728	2,717	0,62	0,47	0,44	0,84
4	2,725	2,729	2,729	2,719	0,55	0,40	0,40	0,77
5	2,726	2,730	2,729	2,720	0,51	0,36	0,40	0,73

Изменение плотности и пористости сплава КС 740 в результате высокоскоростной продувки расплава смесью азота и гексахлорэтана

Длительность продувки, мин	Плотность сплава, г/см ³ , при $P_{гб}$, МПа				Пористость сплава, %, при $P_{гб}$, МПа			
	0,2	0,3	0,4	0,5	0,2	0,3	0,4	0,5
1	2,712	2,735	2,729	2,715	1,02	0,18	0,40	0,91
2	2,721	2,737	2,729	2,719	0,69	0,12	0,40	0,77
3	2,723	2,738	2,730	2,722	0,62	0,11	0,36	0,66
4	2,727	2,739	2,733	2,723	0,47	0,04	0,26	0,62
5	2,729	2,740	2,735	2,724	0,40	0,00	0,18	0,58

Существенное снижение расхода гексахлорэтана позволяет уменьшить количество вредных выделений при проведении рафинирования и улучшить экологическую обстановку в цехе. Так, содержание хлористого водорода над зеркалом расплава при продувке газопаровой смесью аргона (азота) и гексахлорэтана составляет 0,5...1,5 мг/м³, что значительно меньше ПДК (5 мг/м³).

2.3.2. Очистка от неметаллических включений

Удаление из расплава неметаллических включений является одной из важнейших задач при производстве отливок из заэвтектических силуминов, поскольку их наличие приводит, как правило, к уменьшению жидкотекучести расплава, а также к существенному снижению пластичности сплава и ухудшению его обрабатываемости резанием. Удалять неметаллические включения из расплава можно отстаиванием, вакуумированием, продувкой газами, обработкой флюсами, фильтрованием.

При внепечной обработке заэвтектических силуминов для эффективной очистки расплава от окисных плен и шлаковых включений целесообразно использовать флюс, причем его ввод осуществлять при переливе металла из плавильной печи в ковш. При этом сразу после заполнения ковша в объеме расплава находится большое количество неметаллических включений и флюса. Эффективность последующей очистки расплава в ковше будет определяться разницей в плотностях включений, расплава и флюса и смачиваемостью расплавом флюса, расплавом включений и флюсом включений.

Интенсифицировать процесс рафинирования можно за счет введения в расплав большого количества мелких пузырьков газа, которые будут флотировать замешанные в металл флюс и включения. В связи с

этим эффективно применение высокоскоростной продувки расплава инертным или нейтральным газом, которая обеспечивает не только введение в расплав таких пузырьков, но и их направленное всплытие в барботажном слое, расширяющемся под углом $40...45^\circ$ от дна ковша к поверхности расплава. Это увеличивает площадь контакта пузырьков газа с флюсом, находящимся на поверхности металла в ковше, и, следовательно, интенсифицирует процесс очистки расплава.

При высокоскоростной продувке в зоне диспергирования происходит дробление расплава на капли. Следовательно, при попадании флюса в эту зону будет происходить не только контакт флюса с рафинирующим газом, но и дробление флюса, что увеличивает поверхность его контакта с расплавом.

В общем случае эффективность диспергирования жидкости газовым потоком может быть описана критерием Вебера

$$We = \frac{\rho_g W^2 D_{\text{ж}}}{\sigma}, \quad (2.4)$$

где ρ_g – плотность газа, кг/м^3 ;
 W – скорость истечения газа из сопла, м/с ;
 $D_{\text{ж}}$ – диаметр капле жидкости, м ;
 σ – поверхностное натяжение жидкости, Н/м .

Дробления жидкости не происходит при $We < We_{\text{кр}}$. $We_{\text{кр}} = 7$, поэтому дробление капли флюса диаметром $2,5 \text{ мм}$ при температуре 800°C будет происходить при скорости истечения газа $W \geq 33 \text{ м/с}$. Таким образом, при высокоскоростной продувке ($W = 250...260 \text{ м/с}$) гарантировано дробление капле флюса, попадающих в зону диспергирования струи газа.

Следует отметить, что при контакте пузырька газа с флюсом происходит адсорбция галогенид-ионов на поверхности оксидной пленки на межфазной границе газ – алюминиевый расплав. В результате облегчается переход мелких оксидных включений из металла на поверхность пузырьков. Кроме того, для включений Al_2O_3 , MgO , SiO_2 при наличии пленки флюса на поверхности газового пузырька адгезия включений к пузырьку возрастает в $6 - 8$ раз, что практически исключает возможность их отрыва от пузырька. Следовательно, введение флюса в струю рафинирующего газа повышает эффективность очистки алюминиевых расплавов от окисных включений.

Данный вывод особенно важен ввиду того, что, согласно проведенным расчетам, пузырьки газа диаметром $1...3 \text{ мм}$, который имеет основная масса пузырьков при высокоскоростной продувке, могут флотировать включения размером не менее 20 мкм . Следова-

тельно, при продувке инертным газом без добавки флюса мелкодисперсные неметаллические включения остаются в расплаве, снижая литейные и механические свойства сплава.

На рис. 2.6,а показано, что содержание неметаллических включений в сплаве КС 740 в результате продувки расплава инертным газом с использованием флюса уменьшается более чем в 20 раз. При этом из расплава удаляется до 90 % мелкодисперсных (10...30 мкм) включений (рис. 2.6,б).

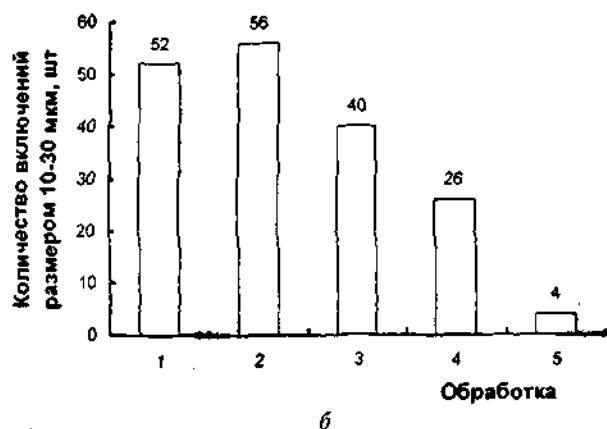
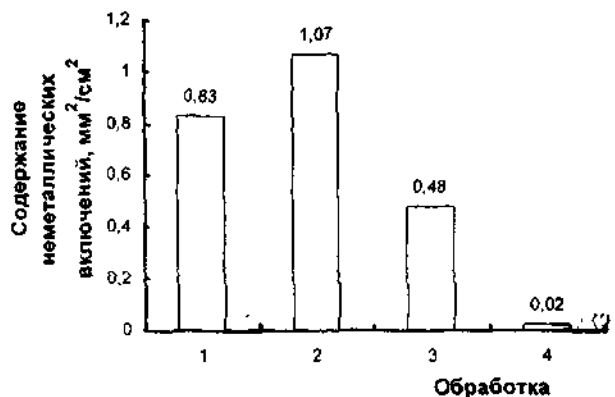


Рис. 2.6. Содержание всех (а) и мелкодисперсных (б) неметаллических включений в сплаве КС 740 в зависимости от обработки расплава:
 1 – исходный сплав; 2 – введение 10 % стружки; 3 – продувка в течение 1 мин инертным газом с использованием флюса; 4 – то же, в течение 3 мин; 5 – то же, в течение 4 мин; 6 – то же, в течение 5 мин

Использование флюса при высокоскоростной продувке повышает эффективность дегазации расплава по сравнению с продувкой как одним инертным газом, так и смесью инертного газа и гексахлорэтана (рис. 2.7). Так, если после продувки расплава смесью азота и гексахлорэтана содержание водорода в сплаве составляет $0,21 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ металла, то при использовании дополнительно флюса — $0,16 \text{ см}^3/100 \text{ г}$.



Рис. 2.7. Изменение содержания водорода при продувке сплава КС 740 азотом (1), смесью азота и гексахлорэтана (2), смесью азота и гексахлорэтана с использованием флюса (3)

Эффективная очистка от водорода и неметаллических включений заметно улучшает механические свойства заэвтектических силуминов. Так, для сплава КС 740 предел прочности вырос со 170 до 240 МПа, относительное удлинение — с 0,5 до 1,0 %, твердость — со 110 до 138 НВ.

2.4. Модифицирование и микролегирование заэвтектических силуминов

Как отмечено выше, микроструктура немодифицированных заэвтектических силуминов состоит из крупных кристаллов первичного кремния различной морфологии и алюминиево-кремниевой эвтектики с грубыми игольчатыми частицами эвтектического кремния. Кристаллы первичного и эвтектического кремния в этих сплавах являются концентраторами напряжений, в результате чего механические свойства немодифицированных заэвтектических силуминов невысоки.

Известно, что значительному повышению механических свойств заэвтектических силуминов способствует измельчение и более равномерное распределение кристаллов первичного кремния в их структуре и модифицирование эвтектики. Улучшение структуры заэвтектических силуминов позволяет на 20...100 % повысить временное сопротивление разрыву и на 50...100 % – относительное удлинение этих сплавов.

Наличие в структуре заэвтектических силуминов кристаллов кремния, имеющих высокую твердость, создает проблемы при их механической обработке, ухудшая качество поверхности и снижая стойкость режущего инструмента. Измельчение кристаллов первичного кремния позволяет на 30...70 % снизить износ инструмента и уменьшить шероховатость обработанной поверхности.

Уменьшение размеров и повышение равномерности распределения кристаллов первичного кремния способствуют улучшению износостойкости заэвтектических силуминов, что немаловажно для поршневых сплавов. В литературных источниках сообщается даже о двукратном повышении износостойкости заэвтектического силумина после его модифицирования.

Таким образом, изменение размеров и формы кристаллов первичного и эвтектического кремния способствует повышению механических, технологических и эксплуатационных свойств поршневых заэвтектических силуминов.

В настоящее время основным модификатором для заэвтектических силуминов считают фосфор. Большинство исследователей объясняет модифицирующее действие фосфора на размер и форму кристаллов первичного кремния образованием в алюминиевых расплавах тугоплавких частиц фосфида алюминия (AlP), которые, обладая сходным типом и близкими параметрами кристаллической решетки, являются центрами кристаллизации для первичного кремния. Это подтверждается следующими экспериментально обнаруженными фактами:

- переохлаждение эвтектических силуминов после их модифицирования фосфором уменьшается, что говорит об облегчении зарождения кристаллов первичного кремния;

- увеличивается количество кристаллов первичного кремния и становится более равномерным их распределение в микроструктуре модифицированных сплавов, что свидетельствует об увеличении количества центров кристаллизации первичного кремния;

– фильтрация заэвтектических силуминов, содержащих фосфор, вызывает устранение модифицирующего эффекта;

– методами микрорентгеноспектрального анализа установлено наличие в кристаллах первичного кремния частиц, состав которых идентифицирован как AlP.

Вместе с тем ряд исследователей считает, что причиной измельчения кристаллов первичного кремния и изменения их формы после обработки заэвтектических силуминов фосфором является комплексное влияние частиц AlP, которые, с одной стороны, служат центрами кристаллизации для первичного кремния, а с другой – концентрируясь вокруг растущих кристаллов, ограничивают их рост.

Фосфор вводят в расплав в виде элементарного фосфора, лигатуры Cu-P (8...15 % масс. P), пентахлорида (PCl_5) и пентасульфида (P_2S_5) фосфора, фосфидов алюминия, никеля и марганца. Однако все перечисленные модификаторы имеют ряд серьезных недостатков. Так, модифицирование красным фосфором, фосфидом алюминия и медно-фосфористой лигатурой требует значительного перегрева расплава (880...920 °C), что приводит к удлинению цикла плавки и повышенному газонасыщению расплава. Пентахлорид и пентасульфид фосфора – токсичные соединения. Фосфид марганца и медно-фосфористая лигатура вносят в расплав дополнительные количества этих элементов, что не всегда желательно. Хорошее измельчение кристаллов первичного кремния дает введение 0,2...0,4 % масс. Zn_3P_2 , однако промышленное применение его нежелательно вследствие возможного образования токсичного фосфина при хранении во влажной атмосфере. Для промышленного использования рекомендуется фосфид меди (Cu_3P), который имеет высокое модифицирующее действие и не образует токсичных соединений при хранении и применении.

Хороший модифицирующий эффект достигается при введении в заэвтектические силумины бериллия, однако этот элемент токсичен и поэтому не может быть рекомендован в качестве оптимального промышленного модификатора для этих сплавов. Сильным модификатором для заэвтектических силуминов является сера.

Применение в качестве модификатора для заэвтектических силуминов специально разработанных смесей дает ряд преимуществ перед индивидуальными веществами. Так, обработка этих сплавов альфозитом (20 % красного фосфора, 70 % KCl, 10 % K_2TiF_6) способствует измельчению не только кристаллов первичного кремния, но и макрозерна. Использование тепла экзотермических реакций в случае применения термитных смесей позволяет, не перегревая расплав, по-

лучать равномерное распределение модификатора по объему металла и в результате – хороший модифицирующий эффект, однако введение термитных смесей сопровождается интенсивным бурлением и выбросами металла. Модифицирование заэвтектического силумина АК21М2,5Н2,5 смесью C_2Cl_6 , KCl , K_2ZrF_6 и P_2S_5 дает высокую степень измельчения кристаллов первичного кремния, но при этом резко ухудшает экологическую обстановку в цехе вследствие использования экологически вредных соединений. Достаточно хорошим модифицирующим действием обладают смеси, содержащие красный фосфор, гексахлорэтан, фторцирконат и хлорид калия в различных соотношениях, но они также содержат экологически вредный гексахлорэтан. Высокую степень измельчения кристаллов первичного кремния дает обработка препаратами «Фораль», «Нуклеант I I», «Нуклеант 120», однако в литературных источниках не приводятся точных данных по их составу.

Значительное количество исследований посвящено изучению влияния на микроструктуру заэвтектических силуминов менее традиционных элементов и соединений (K , Cd , Se , Ge , Ga , Te , Li , $NaCl$, $LiCl$, CaF_2), однако промышленного применения они не нашли либо вследствие низкого модифицирующего действия, либо из-за неудобства хранения и использования.

В последнее время исследователи все больше внимания уделяют термовременной обработке расплавов. Исходя из представлений теории микронеоднородного строения расплавов о наличии в жидких металлах областей со структурой ближнего порядка соответствующих кристаллических фаз, являющихся центрами гомогенного зарождения, данная обработка предполагает фиксацию требуемой структуры жидкости за счет перегрева или охлаждения расплава в область критических температур, что позволяет получить модифицированную структуру твердого сплава без введения специальных модифицирующих препаратов. Термовременная обработка расплавов дает неплохие результаты, однако требует значительных затрат времени и электроэнергии и очень точного соблюдения температурно-временных параметров плавки, что не всегда удобно.

Следует отметить, что основным недостатком фосфора является то, что, измельчая кристаллы первичного кремния, он способствует агломерации частиц кремния в эвтектике. В связи с этим проведен ряд исследований, направленных на поиск модификатора, позволяющего одновременно измельчать и первичный, и эвтектический кремний.

В некоторых работах отмечено положительное влияние серы и на первичный, и на эвтектический кремний. Вместе с тем установлено, что для получения равномерно модифицированной структуры в случае применения серы требуется перегрев расплава до 900...1100 °С, что увеличивает длительность модифицирования и повышает газонасыщенность расплава. Сера оказывает положительное влияние на первичный и эвтектический кремний и при совместной обработке с фосфором. В этом случае также наблюдается повышение прочностных свойств заэвтектических силуминов и улучшение их обрабатываемости резанием.

Рядом авторов установлено, что бериллий модифицирует первичный кремний так же хорошо, как и фосфор, а кроме того, измельчает и кремний в эвтектике. И.Ф. Колобневым показано, что совместное введение в расплав заэвтектического силумина фосфора и углерода в виде фосфорорганических соединений способствует измельчению и кристаллов первичного кремния, и кремния в эвтектике. Однако следует отметить, что предлагаемые соединения токсичны.

Поскольку натрий и стронций традиционно используются как модификаторы эвтектики алюминий-кремниевых сплавов, значительное число работ посвящено исследованию их влияния на микроструктуру заэвтектических силуминов.

Введение натрия в силумины, содержащие 17...18 % масс. Si, вызывает изменение морфологии кристаллов первичного кремния на дендритную и сферическую и модифицирование кремния в эвтектике. При этом также несколько повышается прочность сплава. Стронций, так же, как и натрий, способствует улучшению структуры и механических характеристик заэвтектических силуминов, причем изменение размеров первичного кремния связано с количеством стронция в сплаве: при содержании стронция менее 0,1 % масс. наблюдается их укрупнение, а более 0,2 % масс. — измельчение.

Совместное введение фосфора и кальция, фосфора и натрия вызывает резкое огрубление кристаллов первичного кремния и снижение прочностных свойств сплава. Однако имеются сведения о повышении механических свойств заэвтектических силуминов в результате совместной обработки фосфором и натрием. При условии раздельного введения натрия и фосфора при разных температурах расплава можно достичь измельчения как первичного, так и эвтектического кремния, однако модифицирующий эффект в этом случае сохраняется не более 30 мин.

Введение в заэвтектические силумины солей, содержащих одновременно натрий и фосфор, например, $\text{NaH}_2\text{PO}_4 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$, Na_2HPO_4 , $\text{Na}_2\text{HPO}_4 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$, оказывает положительное воздействие на первичный и эвтектический кремний, но воспроизводимость результатов при этом невысока, а модифицирующий эффект в значительной степени зависит от длительности выдержки на усвоение модификатора. Измельчение кристаллов первичного кремния, модифицирование эвтектики и некоторое повышение механических свойств вызывает обработка заэвтектических силуминов, содержащих от 12 до 20 % масс. Si, смесью состава: фосфат натрия, порошок алюминия и тройной модификатор.

Следует отметить, что у исследователей нет единого мнения по вопросу выбора технологических параметров модифицирования. Так, рекомендуемая температура модифицирования фосфористой медью составляет от 780...825 °С до 880...920 °С. Рекомендации по длительности выдержки на усвоение модификатора также различаются от 15...20 мин до 2 ч.

Сведения, имеющиеся в литературных источниках по вопросу об оптимальном количестве фосфора, также крайне разноречивы. Так, некоторые исследователи считают, что стабильный эффект модифицирования обеспечивает введение 0,05...0,10 % масс. фосфора. Однако в ряде работ оптимальным названо содержание фосфора от 0,004...0,006 до 0,2...0,4 % масс.

Основной причиной разногласий по данному вопросу является отсутствие эффективного метода определения содержания фосфора в заэвтектических силуминах. Кроме того, эффективность модифицирования определяется целым рядом параметров, в числе которых скорость охлаждения, используемый метод литья, состав модификатора и время выдержки на его усвоение, количество переплавов, величина перегрева расплава, содержание кремния в сплаве. Из этого следует, что для получения модифицированной структуры в различных условиях проведения модифицирования необходимо различное количество модификатора.

Таким образом, можно заключить, что универсальных рекомендаций по оптимальному составу и количеству модификатора для заэвтектических силуминов, а также технологическим параметрам его применения не существует, поэтому необходим их выбор для каждого конкретного состава сплава с учетом условий его плавки и литья.

Многими исследователями отмечается, что одним из способов повышения эксплуатационных характеристик заэвтектических силуминов является их дополнительное микролегирование, т.е. вве-

дение в состав сплава легирующих элементов в количестве сотых-десятых долей % масс. Так, повышение общего уровня механических свойств и микротвердости кристаллов первичного кремния и α -твердого раствора наблюдается после обработки заэвтектических силуминов титаном и бором, как совместно, так и индивидуально. Легирование титаном и цирконием способствует повышению жаропрочности заэвтектических силуминов. Установлено повышение механических свойств высокопрочных алюминиево-кремниевых сплавов после их микролегирования ниобием, титаном, цирконием, бериллием и бором. Отмечено также, что легирование этих сплавов цирконием повышает уровень их свойств при рабочих температурах, а титан способствует улучшению обрабатываемости.

В последнее время исследователи все больше внимания уделяют микролегированию силуминов редкоземельными металлами (РЗМ). Обработка РЗМ (иттрием, лантаном, церием, неодимом) способствует улучшению эксплуатационных и механических характеристик силуминов, содержащих от 5 до 25 % масс. кремния. Сообщается также, что легирование поршневых заэвтектических силуминов РЗМ заметно снижает коэффициент линейного расширения этих сплавов, способствует повышению их твердости и износостойкости, а также улучшает обрабатываемость резанием и уменьшает износ режущего инструмента.

Обработка силуминов РЗМ оказывает влияние не только на их свойства, но и на микроструктуру. Например, установлено модифицирующее действие иттрия как на первичный, так и на эвтектический кремний в заэвтектических силуминах. Кроме того, обнаружено измельчение макрозерна и дендритов α -твердого раствора в силуминах, обработанных РЗМ.

Следует, однако, отметить, что у исследователей нет единого мнения по вопросу об оптимальном количестве РЗМ в сплаве, но большинство из них, учитывая дороговизну РЗМ, считают оптимальным их содержанием 0,10...0,15 % масс.

2.5. Комплексная технология обработки расплавов заэвтектических силуминов

Технология обработки алюминиевых расплавов традиционно включает проведение операций рафинирования и модифицирования. В настоящее время еще достаточно часто используется схема обработки, заключающаяся в рафинировании расплава в плавильной печи хлористыми солями с последующим их модифицированием. При

этом в течение 30...40 мин расплав находится в плавильной печи, что удлиняет цикл плавки и, следовательно, ограничивает возможности плавильных отделений.

Для устранения отмеченного недостатка могут быть исследованы комплексные флюсы для заэвтектических силуминов, позволяющие одновременно рафинировать расплав и вводить модификатор или легирующие элементы. Например, известны флюсы, включающие:

- хлорид и фторцирконат калия, фторид кальция;
- фторид и хлорид натрия и алюминий-цериевую лигатуру;
- гексахлорэтан и пентасернистый фосфор;
- технический фосфид меди и гексахлорэтан.

Для повышения эффективности обработки расплавов рядом авторов разработаны технологии, основанные на использовании комплексных флюсов, но предполагающие последовательное проведение операций рафинирования и модифицирования.

Оптимальными с точки зрения эффективности и экономичности следует считать такие схемы обработки расплавов, которые предполагают использование комбинированных методов рафинирования, а также применение комплексных флюсов. Поэтому для повышения свойств заэвтектических силуминов, используемых для изготовления поршней, рекомендуется применение выпечной обработки расплава с совмещением операций рафинирования, модифицирования и микролегирования.

Для данной технологии характерно:

- введение в состав шихты для приготовления расплава до 100 % ломов, отходов и брака производства и до 30 % стружки;
- отказ от применения флюса в плавильной печи;
- дегазация расплава в ковше продувкой инертным газом с высокой скоростью истечения из сопла, коррекция конструкции сопловой насадки и технологических параметров продувки в соответствии с имеющимися производственными условиями;
- одновременное проведение рафинирования, модифицирования и микролегирования жидкого металла в ковше лигатурой и специально разработанными препаратами.

В рамках технологии выпечной обработки расплава заэвтектического силумина флюсовое рафинирование от неметаллических включений осуществляется при переливе металла из плавильной печи в разливочный ковш. В этом случае используется энергия падающей струи для перемешивания расплава в ковше. Флюс KCl ($NaCl$) – KBF_4 (K_2ZrF_6) по-

дается на струю металла после заполнения ковша на $\frac{1}{4} - \frac{1}{3}$ его высоты. Не рекомендуется насыпать флюс на дно пустого ковша перед его заполнением металлом, так как флюс в этом случае прибивается струей ко дну, спекается и плохо замешивается в расплав. Расход флюса составляет 0,5...1,0 % от массы сливаемого металла.

Дегазация металла проводится в ковше без предварительного съема шлака, это позволяет повысить эффективность обработки, как было отмечено в п. 2.3.2. Применение экологически чистой технологии продувки высокоскоростной струей инертного или нейтрального газа позволяет быстро и с минимальными затратами очистить расплав заэвтектического силумина от водорода до содержания $0,16 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ металла.

Ковш, в котором проводится продувка, может вмещать от 400 до 1000 кг металла, длительность продувки составляет 3...5 мин, а давление рабочего газа в фурме – 0,3 – 0,4 МПа. После окончания продувки окомковавшийся шлак на зеркале металла разбивают шумовкой и равномерным слоем распределяют по поверхности. Длительность выдержки расплава под слоем шлака зависит от емкости ковша, но должна быть не менее 10 мин. После окончания выдержки отливают технологическую пробу «лепешка» для качественной оценки газонасыщенности расплава. При отсутствии следов выделения газа на поверхности пробы с зеркала металла снимают шлак в шлаковницу, установленную под вытяжным зонтом, а расплав из ковша разливают по раздаточным печам. При отрицательном результате продувка расплава инертным газом проводится повторно.

Процесс рафинирования расплава объединяется с операцией модифицирования фосфором и микролегирования РЗМ. При этом в качестве модифицирующего препарата рекомендуется использовать смесь на основе технического фосфида меди (Cu_3P), а РЗМ вводить лигатурами Si–Y или Si–Ce перед началом продувки.

Применение технологий внепечной обработки поршневых заэвтектических силуминов с совмещением операций их рафинирования, модифицирования и микролегирования позволяет в 10 раз уменьшить брак поршней по газовой пористости и неметаллическим включениям, на 7...15 % повысить механические свойства сплава и улучшить его обрабатываемость резанием. При этом на 25...30 мин сокращается длительность обработки расплавов и снижается себестоимость их приготовления по сравнению с традиционными технологиями последовательной обработки.

3. НЕКОТОРЫЕ ОСОБЕННОСТИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ЗАЭВТЕКТИЧЕСКИХ СИЛУМИНОВ

3.1. Влияние примесей на процесс кристаллизации заэвтектических силуминов

Как известно, кристаллизация заэвтектических силуминов начинается с выпадения кристаллов первичного кремния. Термический анализ расплавов двойных заэвтектических силуминов с массовой долей кремния 18 % показал, что на процесс кристаллизации этих сплавов большое влияние оказывают содержащиеся в них примеси. Так, величина переохлаждения сплава относительно температуры равновесного ликвидуса составляет 20...25 °С у силуминов с кремнием технической чистоты и может достигать 50 °С у силуминов с полупроводниковым кремнием. Температура эвтектической кристаллизации в сплавах высокой чистоты близка к равновесному солидусу (577 °С), а ее отклонения не превышают 2 °С, тогда как у технически чистых силуминов они достигают 5...6 °С.

Примеси в сплавах технической чистоты обуславливают не только иное, чем в высокочистых сплавах, протекание процесса кристаллизации, но и отличную от них микроструктуру. Как отмечено в § 1.5, в сплавах высокой чистоты кристаллы первичного кремния имеют вид разветвленных, часто звездообразных дендритов, а в силуминах технической чистоты – это хорошо ограненные правильные полиэдры (см. рис. 1.5). Средний размер дендритных кристаллов составляет 800...1500 мкм, а полиэдрических – не превышает 200 мкм. Кроме того, количество кристаллов первичного кремния в силуминах технической чистоты в 4 – 5 раз больше, чем в высокочистых.

Обнаруженные различия в процессе кристаллизации и микроструктуре бинарных заэвтектических силуминов связаны с тем, что повышенное содержание примесей в технически чистых сплавах обуславливает образование в них центров кристаллизации первичного кремния. В результате уменьшается по сравнению с высокочистыми сплавами переохлаждение, необходимое для начала первичной кристаллизации, и образуется большее количество кристаллов первичного кремния. В расплавах высокочистых силуминов, по-видимому, имеет место преимущественно гомогенное зарождение кристаллов первичного кремния. Глубокое переохлаждение вызывает

формирование дендритных кристаллов в зонах усиленного теплоотвода, в частности, на боковых поверхностях образца и термопаре.

У силуминов технической чистоты эвтектическая кристаллизация происходит в интервале температур. Это также связано с присутствием примесей, в частности, поверхностно-активных Na, Ca и Mg, затрудняющих рост эвтектических колоний и тормозящих выделение теплоты кристаллизации.

Водород, являющийся основной газовой примесью в заэвтектических силуминах, не только вызывает образование газовых дефектов в отливках, но и приводит к изменению процесса кристаллизации и микроструктуры сплава.

Наводороживание влажным асбестом двойных силуминов высокой чистоты не оказывает существенного влияния на температурные параметры процесса их кристаллизации. Однако в структуре сплава увеличивается количество кристаллов первичного кремния и наблюдается смещение максимума на кривой их распределения по размерам в сторону меньших значений, прямо пропорциональное содержанию водорода в сплаве.

По-видимому, наводороживание способствует облегчению кристаллизации первичного кремния, но не за счет образования в расплаве соединений, способных быть центрами его кристаллизации. Сходство строения внешних электронных оболочек водорода и щелочных металлов, а также существование адсорбции водорода на кремнии, подтвержденное литературными данными, позволяют считать, что водород в расплавах заэвтектических силуминов является поверхностно-активным веществом. В связи с этим в присутствии водорода, в соответствии с известными соотношениями, будет уменьшаться размер критического зародыша и увеличиваться скорость зарождения центров кристаллизации. Кроме того, водород, имея малый коэффициент распределения при кристаллизации силуминов, вызывает затруднение роста кристаллов первичного кремния. Интенсивность снижения межфазного натяжения и диффузионной подвижности кремния определяется концентрацией водорода в расплаве, что объясняет экспериментально обнаруженную зависимость между содержанием водорода в сплаве и количеством мелких кристаллов первичного кремния в его структуре.

Содержание водорода в технически чистых сплавах не определяет однозначно размер кристаллов первичного кремния в их структуре. Влияние наводороживания на процесс кристаллизации и микроструктуру двойных силуминов технической чистоты нестабильно и состоит в следующем.

Примеси Na и Ca, всегда присутствующие в силуминах технической чистоты, образуют фосфиды, которые не могут быть центрами кристаллизации кремния. В результате наводороживания влажным асбестом за счет взаимодействия с атомарным кислородом образуются оксиды Na, Ca и P. Фосфорный ангидрид восстанавливается алюминием с образованием AlP . Таким образом, за счет окисления примесей-демоцификаторов в расплаве наводороженных силуминов технической чистоты образуются дополнительно к уже имеющимся частицы фосфида алюминия, являющиеся подложкой для гетерогенного зарождения первичного кремния.

Очевидно, дополнительных центров кристаллизации при наводороживании расплавов заэвтектических силуминов образуется меньше, чем при модифицировании фосфором, поэтому столь же значительного влияния наводороживания на температуру начала кристаллизации сплавов не наблюдается, а получаемую структуру нельзя считать модифицированной.

Наводороживание оказывает влияние не только на зарождение, но и на рост кристаллов первичного кремния, облегчая или затрудняя его в зависимости от концентрации водорода в расплаве. Так, при повышенной концентрации водорода в расплаве скорость роста кристаллов первичного кремния уменьшается из-за снижения диффузионной подвижности атомов кремния, что способствует образованию мелких полиэдрических кристаллов первичного кремния. Небольшое содержание водорода в расплаве способствует облегчению роста кристаллов первичного кремния, вызванному адсорбцией водорода на гранях растущих кристаллов и связанным с ней повышением линейной скорости кристаллизации.

Таким образом, наводороживание влажным асбестом расплавов заэвтектических силуминов оказывает влияние на зарождение и рост кристаллов первичного кремния, связанное с поверхностной активностью водорода и его взаимодействием с имеющимися в расплаве растворимыми и нерастворимыми примесями. Прогнозирование изменений микроструктуры наводороженных силуминов технической чистоты затруднено наличием в них примесей и оксида алюминия, способных вступать во взаимодействие с растворенным водородом.

Исследование влияния кальция, являющегося одной из основных металлических примесей в заэвтектических силуминах, на процесс кристаллизации и микроструктуру этих сплавов показало, что кальций в количестве от 0,025 до 0,5 % затрудняет первичную и эвтектическую кристаллизацию двойных заэвтектических силуминов технической чистоты. Об этом свидетельствует снижение температуры начала кристаллизации сплавов, пропорциональное количеству

введенного кальция, уменьшение количества кристаллов первичного кремния в структуре сплавов, а также появление наклона эвтектической площадки. По-видимому, кальций дезактивирует имеющиеся в расплаве центры кристаллизации кремния (частицы AlP). При этом температура начала кристаллизации силуминов технической чистоты приближается (пропорционально количеству введенного кальция) к температуре начала кристаллизации высокочистых силуминов.

Действие кальция на процесс кристаллизации и микроструктуру поршневого заэвтектического сплава КС 740 и двойных силуминов аналогично и связано с дезактивацией кальцием имеющихся в расплаве центров кристаллизации кремния. Отсутствие влияния кальция на эвтектику в сплаве КС 740 объясняется наличием в промышленном силумине легирующих элементов и повышенного количества примесей, которые образуют соединения с кальцием.

Кальций, содержание которого не регламентировано технической документацией на поршневые заэвтектические силумины, затрудняет получение модифицированной структуры при их обработке обычно рекомендуемым (0,05...0,07 %) количеством фосфора. Для обеспечения требуемого размера кристаллов первичного кремния содержание кальция в поршневых заэвтектических силуминах не должно превышать 0,05 % масс. Кроме того, рекомендуется введение входного контроля на содержание кальция чушковых силуминов КС 740 и АК21М2,5Н2,5.

3.2. Некоторые закономерности ликвации кристаллов первичного кремния при затвердевании отливок из заэвтектических силуминов

При анализе микроструктуры поршней из заэвтектического силумина обнаружена неравномерность распределения кристаллов первичного кремния, которая зачастую довольно значительна. Так, в сфере поршня, залитого донной частью вниз, кристаллы кремния отсутствуют на половине толщины сферы, если их размер превышает 80 мкм. Таким образом, в отливке за очень короткий период затвердевания (не более 10 с) проявляется ликвация кристаллов первичного кремния, обусловленная их всплыванием вследствие разности плотностей кремния и алюминия.

Движение кристалла первичного кремния как нерастворимо-го включения в расплаве можно описать формулой Стокса, из которой следует, что скорость всплывания частицы зависит от ее плотности $\rho_{\text{вкл}}$, плотности расплава ρ_p , динамической вязкости расплава η и

радиуса включения r_{Si} . Эти параметры являются переменными величинами в интервале температур $T_{лик} - T_{сол}$, поэтому необходимо оценить влияние каждого из них на скорость всплывания кристаллов первичного кремния.

Результаты расчетов показали, что в интервале температур $T_{лик} - T_{сол}$ изменение плотности включений (кристаллов первичного кремния) практически не влияет на скорость их всплывания, а изменение плотности и вязкости расплава уменьшает ее, причем более значительно – изменение вязкости.

Для оценки влияния увеличения размера кристаллов первичного кремния на скорость их всплывания выведена зависимость, позволяющая определить изменение размера кристаллов в интервале $T_{лик} - T_{сол}$:

$$r_{Si}^{\tau} = r_{Si}^{кон} \sqrt[3]{\frac{1}{m_{Si}^{кон}} \frac{V_{охл} \tau}{(K_1 + V_{охл} \tau)}}, \quad (3.1)$$

- где:** r_{Si}^{τ} – радиус кристалла кремния в момент времени τ ;
 $r_{Si}^{кон}$ – радиус кристалла кремния в момент окончания кристаллизации сплава;
 $m_{Si}^{кон}$ – масса кристаллов кремния в момент окончания кристаллизации сплава;
 K_1 – коэффициент, зависящий от массовой доли кремния в сплаве, для сплава Al – 16 % Si равен 1002,96;
 $V_{охл}$ – скорость охлаждения сплава при кристаллизации;
 τ – текущее время.

Расчет по формуле (3.1) для $r_{Si}^{кон} = 60$ мкм и температуры расплава 615 °С показал, что скорость всплывания кристаллов первичного кремния в значительной степени зависит от изменения их размера в процессе кристаллизации, причем чем больше конечный размер кристаллов, тем выше скорость их всплывания. Так, кристаллы первичного кремния размером 100 мкм всплывают в 25 раз быстрее кристаллов размером 20 мкм.

Реальная зависимость изменения размера кристаллов первичного кремния в интервале температур $T_{лик} - T_{сол}$ (рис. 3.1) отличается от зависимости, описанной формулой (3.1). Эксперименты показали, что скорость их роста в интервале кристаллизации сплава неравномерна. Сначала кристаллы первичного кремния растут медленно из-за интенсивного зародышеобразования, затем скорость их роста увеличивается, а в интервале от 600 до 580 °С снижается, что связано с уменьшением диффузионной подвижности кремния.

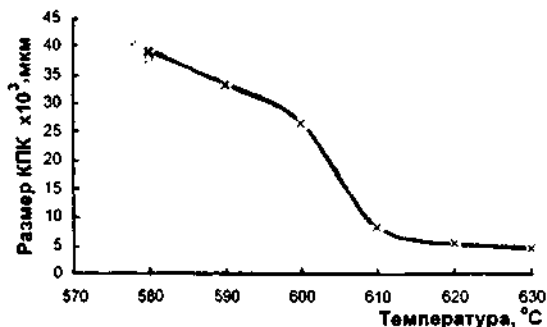


Рис. 3.1. Изменение размера кристаллов первичного кремния (КПК) в интервале температур $T_{лик} - T_{сол}$ сплава Al – 16 % Si

Исследование микроструктуры залитых в кокиль образцов из немодифицированного сплава Al – 16 % Si показало наличие явной ликвации кристаллов первичного кремния (рис. 3.2). Однако расчет по формуле Стокса с использованием выведенной зависимости для размера кристаллов первичного кремния показал, что ликвация кремния в образцах наблюдаться не должна. Таким образом, ликвацию кристаллов первичного кремния в заэвтектических силуминах обуславливает параметр, не учтенный формулой Стокса.

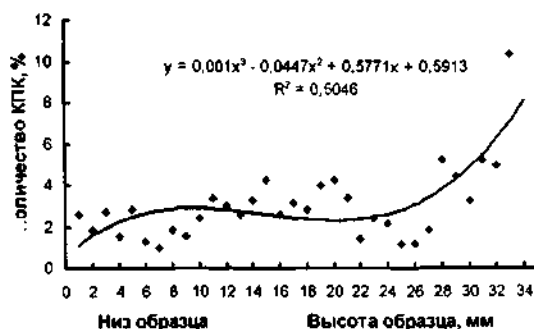


Рис. 3.2. Распределение кристаллов первичного кремния в образцах из сплава Al – 16 % Si

По-видимому, на ликвацию кремния влияет водород, который, являясь основной газовой примесью в алюминиевых сплавах, всегда присутствует в расплавах заэвтектических силуминов обычного приготовления. Выделяясь при понижении температуры расплава, водород адсорбируется на кристаллах первичного кремния,

образуя «комплекс» пониженной плотности, скорость всплывания которого выше, чем у «чистого» кристалла первичного кремния.

Плотность «комплекса» кристалл кремния – водород выражается формулой

$$\rho_k = \frac{r_{H_2}^3 \rho_{H_2} + r_{Si}^3 \rho_{Si}}{r_k^3}, \quad (3.2)$$

где ρ_k – плотность «комплекса»;

r_{H_2} – радиус пузырька водорода;

ρ_{H_2} – плотность газообразного водорода;

r_{Si} – радиус кристалла кремния;

ρ_{Si} – плотность твердого кремния;

r_k – радиус «комплекса»,

$$r_k = \sqrt[3]{r_{H_2}^3 + r_{Si}^3}. \quad (3.3)$$

Формула Стокса при этом принимает следующий вид:

$$V = \frac{2(\rho_k - \rho_p)gr_k^2}{9\eta}. \quad (3.4)$$

Результаты расчетов скорости всплывания кристаллов первичного кремния и «комплекса» кристалл кремния – водород приведены в табл. 3.1.

Таблица 3.1

Влияние параметров, входящих в формулу Стокса, на скорость всплывания $V_{КПК}$ и «комплекса» кристалл кремния – водород в интервале температур $T_{лик} \sim T_{сол}$

Параметр	Значение параметра при температуре, °С		V_{580}/V_{615}
	615	580	
$\rho_{жл}, \text{кг/м}^3$	2329/2119,6	2330,3/2192	0,99/0,78
$\rho_p, \text{кг/м}^3$	2452,6	2454	1,01
$\eta, \text{мПа}\cdot\text{с}$	0,86	0,94	0,91
$r, \text{мкм}$	16,59/17,14	33,27/33,8	4,02/3,89
$V, \text{мм/с}$	0,086/0,248	0,318/0,695	3,7/2,8

* В знаменателе приведено значение для «комплекса» кристалл кремния – водород

Расчет скорости всплывания «комплекса» кристалл кремния – водород показал возможность ликвации кристаллов первичного кремния, сопоставимой с их ликвацией в реальных отливках. Следует при этом отметить, что расчетная толщина слоя водорода, равномерно распределенного на кристаллах первичного кремния в «комплексе» кристалл кремния – водород, равна 0,64 мкм, поэтому водородных «оболочек» вокруг кристаллов первичного кремния в заэвтектических силуминах при анализе с помощью обычного светового микроскопа не наблюдается.

Расчетная зависимость скорости всплывания «комплекса» кристалл кремния – водород от его размера представлена на рис. 3.3. Данная зависимость подтверждена экспериментально: на рис. 3.4 показано, что ликвация кристаллов первичного кремния наблюдается в образцах из наводороженного сплава Al – 16 % Si и отсутствует в образцах из сплава без наводороживания.

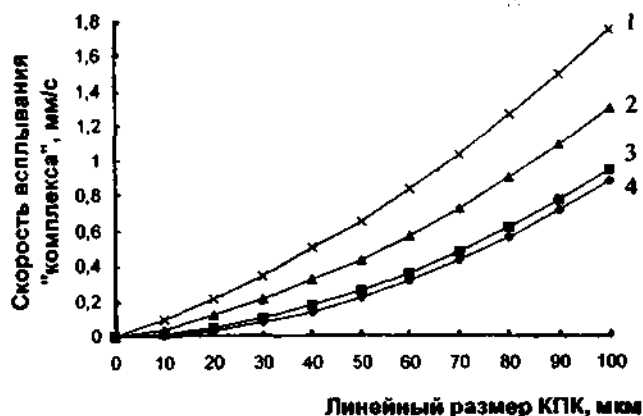
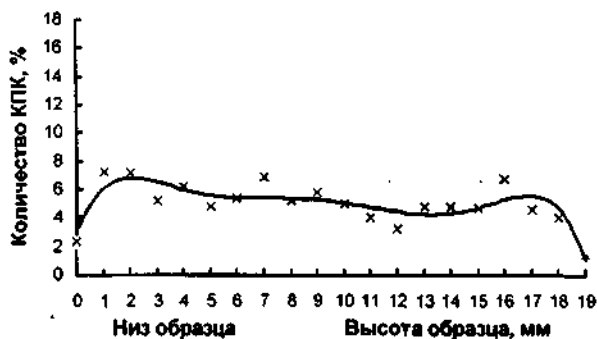
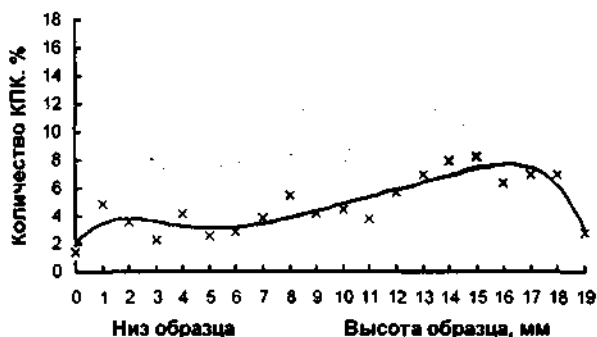


Рис. 3.3. Расчетная скорость всплывания «комплекса» кристалл кремния – водород в зависимости от его размера:

$b_{H_2} = 1(1); 0,5(2); 0,1(3) \text{ и } 0(4) \text{ мкм}$ (b_{H_2} – расчетная толщина «слоя» водорода, равномерно распределенного на поверхности кристалла кремния)



а



б

Рис. 3.4. Распределение кристаллов первичного кремния в образцах из сплава Al – 16 % Si:
а – без предварительного наводороживания сплава;
б – сплав предварительно наводорожен

На основании вышеизложенного можно заключить, что водород, присутствующий в заэвтектических силуминах в качестве газовой примеси, заметно усиливает ликвацию кристаллов первичного кремния в процессе кристаллизации сплава. Основными факторами, влияющими на ликвацию кристаллов первичного кремния в отливках, являются размер кристаллов первичного кремния и количество адсорбированного на них водорода. Поэтому для получения равномерного распределения кристаллов кремния в отливках из заэвтектических силуминов расплав необходимо модифицировать и рафинировать от водорода.

4. ПРОИЗВОДСТВО ОТЛИВОК ИЗ ЗАЭВТЕКТИЧЕСКИХ СИЛУМИНОВ

Основным видом отливок, изготавливаемых из заэвтектических силуминов, являются поршни самых различных конструкций и масс. В значительно меньших объемах заэвтектические силумины используются для производства слитков.

Как правило, производство поршней осуществляется в специализированных цехах или на специализированных заводах. В качестве сырья при производстве поршней обычно используется чушковый сплав, выплавляемый на металлургических заводах, а при производстве слитков в основном применяются первичные металлы и лигатуры. В зависимости от объема производства для плавки применяются печи различных типов и объемов.

4.1. Изготовление поршней литьем в кокиль

В настоящее время большую часть заготовок поршней получают литьем в кокиль. Этот метод отличается простотой, экономичностью и высокой производительностью, особенно при использовании полуавтоматических и автоматических литейных комплексов.

Недостатком кокильных поршневых заготовок является образование пористости в массивных частях отливок, низкий коэффициент использования металла (КИМ) (0,15...0,30), а также в целом ряде случаев недостаточная прочность материала в зоне первой компрессионной канавки, что требует армирования поршня, например, нирезистовыми вставками.

Формообразующие части кокилей изготавливают из чугуна, легированного хромом, никелем или молибденом, а также из легированной стали 4Х5МФ1С и 3Х2В8Ф. Стержни чаще всего делают из легированных сталей, способных выдерживать большое количество теплосмен – нагрев при контактировании с расплавом и резкое охлаждение в воде (например, 4Х5МФ1С, 3Х2В8Ф, 5ХНМ, У8, У10 и др.). Стойкость стержней обычно достигает 500 заливок, а стойкость матриц – 20 000 заливок.

Наряду со стальными стержнями для формообразования внутренней поверхности поршня можно использовать оболочковые стержни, изготовленные из смесей с термоотверждаемыми смолами.

Применение оболочковых стержней дает возможность обеспечить направленную кристаллизацию сплава и снизить тем самым вероятность появления рассеянной усадочной пористости. Кроме того, у поршней, изготовленных с использованием песчаных стержней, отмечается меньшая склонность к росту, чем у таких же поршней, отлитых со стальными стержнями. Это, вероятно, связано с более низким уровнем внутренних напряжений в отливках, обусловленных затрудненной усадкой.

Кокили конструируются в соответствии с ГОСТ 16234-70 – ГОСТ 16262-70. Извлекающиеся из отливки элементы кокиля должны иметь уклон не менее $1,5^\circ$. Размеры кокиля должны учитывать усадку сплава и припуск на механическую обработку отливки поршня, который назначается в соответствии с ГОСТ 26645-85 и обычно составляет 1,0...2,0 мм на толщину днища и 2,0...3,0 мм на диаметр поршня. В качестве примера на рис. 4.1 приведена конструкция кокиля с размыканием полуформ и извлечением стержней вручную.

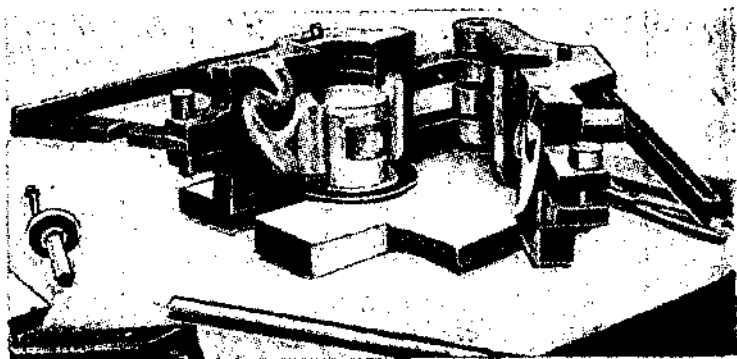


Рис. 4.1. Кокиль для отливки «поршень», раскрываемый вручную с использованием рычажного приспособления

В настоящее время существуют два принципиально разных метода литья поршней в кокиль, полностью отличающихся конструкцией литниковой системы: это литье поршней днищем вниз и днищем вверх. Литье днищем вверх упрощает механизацию и автоматизацию процесса литья и, как правило, используется для литья поршней диаметром до 100 мм.

При литье поршней днищем вниз обычно используются водоохлаждаемые поддоны, благодаря чему обеспечивается направленная кристаллизация и, следовательно, получение плотных отли-

вок. Этому же способствует охлаждение клиновых стержней в процессе литья, что дает возможность поддерживать температуру стержней в пределах 120...150 °С в момент их установки в кокиль.

При наличии в поршнях массивных бобышек под поршневые пальцы стержни, выполняющие отверстия в этих бобышках, делают водоохлаждаемыми.

Прибыли в кокилях конструируют таким образом, чтобы они в процессе кристаллизации сплава обеспечивали питание всех зон отливки. Для повышения эффективности работы прибыли поверхность формы, выполняющая прибыль, покрывается слоем теплоизолирующей краски. Суммарная масса прибылей достигает 40...60 % от массы отливки «поршень» и существенно изменяется в зависимости от конструкции поршня и типа сплава. Расчет объема прибылей осуществляется по стандартным методикам.

Литниковая система отливки «поршень», кроме прибыли, имеет заливочную воронку, стояк, питатель и иногда выпор, выполняющий функцию второй прибыли. При литье поршней применяются литниковые системы двух типов: верхняя и щелевая (рис. 4.2). Верхняя литниковая система используется при изготовлении поршней малых диаметров (менее 100 мм), а щелевая – больших диаметров. Щелевые питатели обычно имеют ширину не менее 5 мм и высоту, почти равную высоте поршня, но иногда высота питателя не превышает половины высоты поршня.

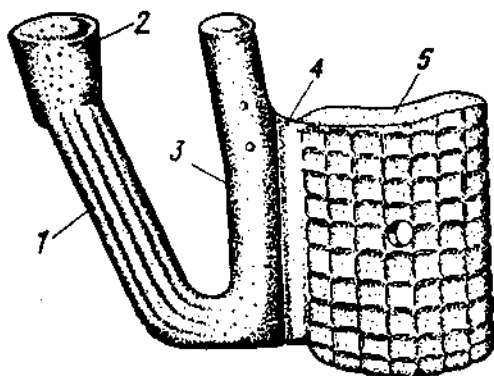


Рис. 4.2. Щелевая литниковая система, применяющаяся при литье поршней в кокиль:
1 – стояк; 2 – заливочная воронка; 3 – колодец;
4 – щель; 5 – тело отливки «поршень»

Стояк должен иметь форму и размеры, которые обеспечивают плавное заполнение полости формы расплавом. Наибольшее распространение получили стояки типа «гузек», которые препятствуют попаданию окисных плен в форму и снижают кинетическую энергию расплава, поступающего в полость формы. Иногда с целью снижения температуры заливаемого металла делают простые наклонные стояки, что позволяет значительно сократить путь расплава от заливочной воронки до полости формы. При использовании простых по форме стояков расплав должен быть хорошо рафинирован.

При проектировании технологии литья поршней расчет параметров элементов литниковой системы проводится по стандартным методикам.

Для получения стабильного теплового режима кокиля на его формообразующие поверхности наносятся теплоизоляционные покрытия. К покрытиям предъявляются различные требования: в одном случае покрытие наносится с целью предотвращения адгезии заливаемого металла к материалу формы без ухудшения теплоотвода, в другом – для снижения скорости теплоотвода на определенных участках поверхности формы. Составы типовых кокильных покрытий приведены в табл. 4.1.

Фирма SCHÄFER (Германия) предлагает целый ряд кокильных покрытий, отличающихся теплопроводностью и стойкостью, обеспечивающих различную шероховатость поверхности отливки и заполняемость формы расплавом (приложение 2).

Кроме литья в кокиль, поршни из заэвтектических силуминов изготавливаются литьем под регулируемым газовым давлением и литьем с кристаллизацией под давлением (ЛКД).

Таблица 4.1

Составы и значения коэффициента теплопроводности коксовых красок (по А.И. Вейнику)

№ п/п	Состав краски, % масс.										Коэффициент теплопроводности, Вт/(м·К)
	Мел	Графит коллоидальный	Жидкое стекло	Вода	Окись цинка	Тальк прокаленный	Асбест прокаленный	Диоксид титана	Борная кислота	Зубной порошок	
1	10	—	3	87	—	—	—	—	—	—	0,261
2	10	2,5	3	84,5	—	—	—	—	—	—	0,305
3	10	10	3	77	—	—	—	—	—	—	0,340
4	2,5	10	3	84,5	—	—	—	—	—	—	0,512
5	—	10	3	87	—	—	—	—	—	—	0,576
6	—	3	3	82	—	—	—	—	—	15	0,149
7	—	1,7	3,3	82,6	—	—	—	—	—	12,4	0,174
8	—	—	3	92	5	—	—	—	—	—	0,190
9	5	—	4	61	—	—	30	—	—	—	0,193
10	15	—	3	82	—	—	—	—	—	—	0,198
11	20	—	—	74	—	5	—	—	1	—	0,211
12	—	—	5	70	—	—	25	—	—	—	0,213
13	—	—	3	85	—	12	—	—	—	—	0,256
14	12,4	1,7	303	82,6	—	—	—	—	—	—	0,258
15	—	—	6	60	9	—	25	—	—	—	0,267

№ п/п	Состав краски, % масс.										Коэффициент теплопроводности, Вт/(м·К)
	Мел	Графит	Жидкое стекло	Вода	Окись цинка	Тальк прокаленный	Асбест прокаленный	Диоксид титана	Борная кислота	Зубной порошок	
16	—	—	6	85	3	—	6	—	—	—	0,267
17	2	4	4	86	—	—	—	4	—	20	0,341
18	—	—	3	77	—	—	—	—	—	—	0,120
19	—	—	3	77	—	—	20	—	—	—	0,133
20	—	20	3	77	—	—	—	—	—	—	0,526
21	21	—	—	71,3	—	7	—	—	0,7	—	0,209
22	—	—	5	70	—	—	25	—	—	—	0,233
23	—	—	6	57	9	—	28	—	—	—	0,244
24	5,5	—	5,5	54,5	—	—	34,5	—	—	—	0,267
25	10	—	8	70	—	—	12	—	—	—	0,337
26	4,3	8,4	8,4	70,5	—	—	—	8,4	—	—	0,361
27	—	—	5	74,5	—	20,5	—	—	—	—	0,395
28	8	—	4,5	78	5,5	—	—	4	—	—	0,407
29	—	—	4,4	88,9	6,7	—	—	—	—	—	0,523

4.2. Изготовление поршней литьем под регулируемым газовым давлением

Литье под регулируемым газовым давлением в последние годы стало все шире применяться для изготовления поршней из сплавов на основе алюминия. По сравнению с литьем в кокиль этот метод литья обеспечивает повышение до 85 % коэффициента использования жидкого металла, получение плотных отливок, пористость которых не превышает 1 балла (ГОСТ 1583-93), повышение на 15...20 % прочностных свойств поршней из сплавов АК12ММгН, АК12М2МгН, АК21М2,5Н2,5, КС740, сокращение в 2...4 раза брака по литейным дефектам, снижение на 30...50 °С температуры заливки, а также повышение в 1,5...2,0 раза производительности процесса. При литье под регулируемым газовым давлением эффективно решаются технические проблемы транспортирования и автоматического точного дозирования жидкого металла при заливке форм с устранением открытого перелива, что в конечном счете позволяет осуществить полную автоматизацию технологического цикла получения литьевых заготовок поршней.

Рядом фирм разработаны и выпускаются специализированные линии для изготовления поршней из сплавов на основе алюминия на базе машин литья под регулируемым газовым давлением. Например, Тираспольский завод «Литмаш» еще в восьмидесятые годы наладил выпуск линий типа АЛПМ и АЛП-5 производительностью 150 – 180 отливок в час для изготовления поршней диаметром до 145 мм с моно-, трех- и пятиклинными центральными стержнями, в том числе и для поршней, армированных упрочняющими вставками под верхнее компрессионное кольцо.

В настоящее время в промышленности наиболее широко применяются два способа литья под регулируемым газовым давлением: литье под низким давлением и литье с противодавлением.

Основным достоинством литья с противодавлением, как известно, является затвердевание металла в полости формы при повышенном давлении, что позволяет получать отливки более высокой плотности, чем при литье в кокиль. В связи с этим для поршней с толщиной стенки более 10 мм этот способ литья является предпочтительным. Применение литья с противодавлением для изготовления поршней из заэвтектических силуминов, имеющих широкий интер-

вал кристаллизации, обеспечивает практически полное отсутствие в отливках зон с рассеянной газоусадочной пористостью.

Пресс-форма для изготовления поршней литьем под регулируемым газовым давлением, как правило, двухгнездная, что во многом обусловлено особенностью применяющейся щелевой литниковой системы (рис. 4.3). Параметры элементов литниковой системы (щели, колодца (стояка), литника) рассчитываются по стандартным методикам [6, 7].

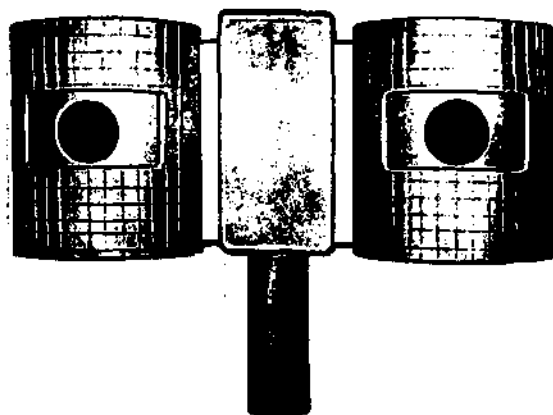


Рис. 4.3. Щелевая литниковая система, применяющаяся при литье поршней под регулируемым газовым давлением

В тех случаях, когда не удастся в полной мере решить вопрос обеспечения направленности процесса кристаллизации в сторону литника (металлопровода), на донной части поршня со стороны, противоположной щели, делают отводную (боковую) прибыль. Это гарантирует получение плотного тела отливки в районе канавок под компрессионные кольца и камеры сгорания. Расчет объема прибыли и размера шейки проводится по методикам, применяемым для литья в кокиль.

В полостях формы, в которых формируются колодец и прибыль, целесообразно не предусматривать дополнительной вентиляции. В этом случае газ, оставшийся в полости формы, вследствие нагрева и увеличения объема и давления будет повышать эффективность работы прибыли.

Щель по высоте делают равной высоте поршня, а высоту шейки — равной толщине донной части поршня.

Размеры литника (диаметр и высота) зависят от тепловых условий его формирования, которые должны гарантировать затвердевание в нем металла в последнюю очередь. В случае применения пресс-форм со специальной теплоизолирующей вставкой в литниковую втулку [7] расход металла на литник будет минимальным. При этом высота литника равна его диаметру в нижней его части.

Колодец как элемент литниково-питающей системы выполняет функцию прибыли сразу для двух отливок и при этом еще является шлакоуловителем. В связи с этим его высоту делают на 30...40 мм больше высоты отливки.

Для рафинирования расплава от неметаллических включений используются керамические фильтры (в нижней части металлопровода и литниковой втулке) и сетчатые фильтры из стали или латуни с ячейкой 1,5×1,5 мм или 1,5×2,0 мм (в литниковой втулке). Применение фильтров в литниковой втулке двухгнездной пресс-формы сильно затруднено и практически не применяется. В этом случае уменьшить вероятность попадания в отливку оксидных плен можно путем устранения окисления расплава в металлопроводе за счет подачи в его полость аргона одновременно со снятием рабочего давления газа в печи [7].

В одногнездной пресс-форме возможна установка фильтра в литниковой втулке непосредственно перед входом металла в полость формы, поэтому, как правило, отпадает необходимость в защите расплава от окисления.

Плотные, без усадочных дефектов поршни можно получить лишь в случае соблюдения направленности процесса кристаллизации снизу вверх, в сторону литника. Для этого применяются теплоизоляционные покрытия различной толщины и теплопроводности, а также системы терморегулирования, аналогичные тем, которые используются при литье в кокиль или под давлением.

При изготовлении поршней литьем под регулируемым газовым давлением особое внимание уделяется качеству расплава. Это связано с тем, что разбор металла из печи литейной машины осуществляется в течение длительного времени (до 7 ч). За это время происходит не только окисление расплава, но и угар легирующих элементов и модификатора. Практика показывает, что огрубление кристаллов первичного кремния в структуре модифицированных фосфором заэвтектических силуминов происходит уже через 2 ч выдержки расплава. Таким образом, для получения в поршнях стабильно модифицированной структуры в течение длительного времени количе-

ство вводимого в расплав фосфора необходимо увеличить до 0,09 % масс., а длительность разбора металла из печи литейной машины не должна превышать 3 ч. Что касается введения легирующих компонентов, то на верхнем пределе целесообразно шихтовать элементы, имеющие высокое давление пара: магний, хром, марганец.

Производственный опыт ряда предприятий показывает, что эффективная, грамотно разработанная технология приготовления расплава позволяет, несмотря на длительный разбор металла из раздаточной печи машины, получать литьем под регулируемым газовым давлением заготовки поршней стабильно высокого качества как по структуре, так и по уровню механических свойств сплава. Так, на фирме УралНАТИ изготовлена заготовка поршня из сплава АК21М2,5Н2,5 диаметром 150 мм, высотой 125 мм, массой 3,5 кг. Заготовка, полученная литьем под низким давлением в двухгнездной пресс-форме, имеет в структуре сплава кристаллы первичного кремния размером не более 30 мкм, усадочную микропористость с размером пор менее 0,1 мм, газовую пористость не выше 1 балла (ГОСТ 1583–93). При этом механические свойства сплава, определенные на вырезанных из отливки образцах, по всем показателям (прочность, пластичность, твердость) превышают требования ГОСТ 1583–93 на 20...50 %.

4.3. Изготовление поршней литьем с кристаллизацией под давлением

Литье с кристаллизацией под давлением обеспечивает повышение качества заготовок поршней аналогично объемной горячей штамповке из деформированных сплавов, но при этом дает возможность получить заготовку из литейных сплавов более низкой себестоимости. При ЛКД существенно повышается КИМ и улучшаются эксплуатационные свойства сплава по сравнению с литьем в кокиль и горячей штамповкой. Метод ЛКД позволяет более широко использовать поршневые сплавы с высоким содержанием кремния и становится основным при производстве металлокомпозитных поршней. Недостатком этого способа литья являются трудности получения различного рода поднутрений.

Для литья с кристаллизацией под давлением используются различные виды прессования, которые определяют конструкцию оснастки. Наиболее простые схемы пресс-форм для ЛКД поршней при пуансонном и поршневом прессовании представлены на рис 4.4. В

оснастке, схема которой показана на рис. 4.4,а, для того, чтобы заготовка оставалась в матрице после подъема верхней плиты пресса с пуансоном, используют соответствующие уклоны: большие (не менее 1°) – в верхнем пуансоне и малые ($20...30'$) – в матрице, а также определенные технологические приемы (например, минимальную выдержку при первых запрессовках с последующим ее увеличением). Рассматриваемые пресс-формы, как правило, снабжают устройствами для съема литых заготовок с верхнего пуансона.

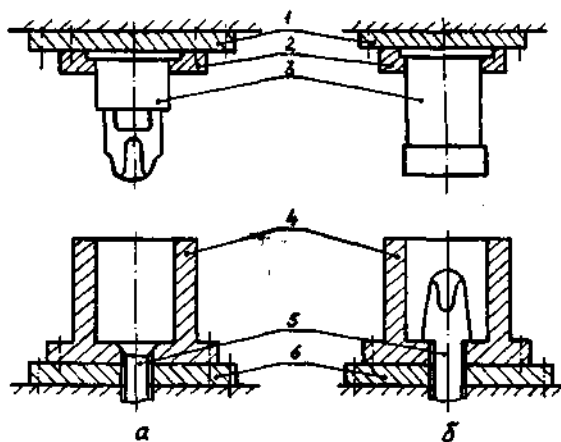


Рис. 4.4. Схемы пресс-форм, применяющихся при литье поршней с кристаллизацией под давлением:
 а – пуансонное прессование; б – поршневое прессование;
 1 – верхняя плита; 2 – плита пуансонодержателя;
 3 – верхний пуансон; 4 – матрица; 5 – нижний пуансон;
 6 – нижняя плита

Схема поршневого прессования (рис. 4.4,б) используется реже, так как требует большей толщины стенки отливки и усложняет ее съём. Однако ее применение позволяет избавиться от одного из основных дефектов отливок – неспая, имеющего место при пуансонном прессовании.

В России на ряде предприятий используется оснастка с подпружиненной матрицей (рис. 4.5). Пресс-форма такой конструкции работает следующим образом. Порция расплава заливается в матрицу, и включается прессование. Верхняя траверса пресса с плитами и пуансоном опускается вниз, смыкая плиту пуансонодержателя и плиту съема с матрицей. При дальнейшем опускании подпружиненной

матрицы относительно неподвижного нижнего пуансона происходит формообразование отливки и рост давления до заданного уровня. После соответствующей выдержки, обеспечивающей полное затвердевание отливки, верхняя траверса пресса поднимается вверх и нижний пуансон выталкивает отливку (или же она снимается с верхнего пуансона плитой съема). Пресс работает в автоматическом режиме.

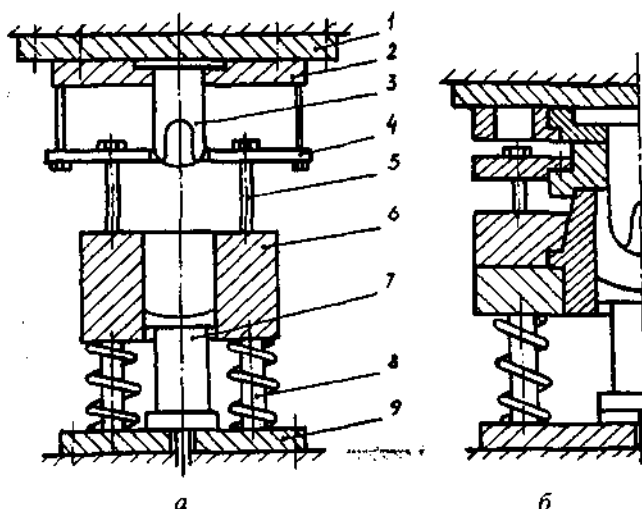


Рис. 4.5. Схемы пресс-форм с подпружиненной цельной (а) и разъемной (б) матрицей:

1 – верхняя плита; 2 – плита пуансонодержателя; 3 – верхний пуансон; 4 – плита съема; 5 – направляющие колонки; 6 – матрица; 7 – нижний пуансон; 8 – опорные колонки; 9 – плита основания

При конструировании оснастки усадку сплава в горизонтальной плоскости рекомендуется принимать равной 0,4...0,5 %, по высоте – 2,0...2,5 %. Шероховатость рабочих поверхностей стакана, пуансона и втулки съема не должна превышать $Ra\ 0,8...1,6\ \mu\text{м}$. Материал для изготовления рабочих частей пресс-формы – стали 4Х5МФС, 4Х5МФ1С, 3Х2В8Ф, 3ХЗМЗФ (ГОСТ 5950–77). Рекомендуются следующие значения твердости: матрица – 46–52 HRC, пуансон и втулки съема – 36–42 HRC. Стойкость рабочих частей пресс-формы из стали 4Х5МФС при ЛКД поршня диаметром 60 мм составляет около 20 000 запрессовок. При использовании низколегированных сталей стойкость снижается до 10 000 – 15 000 запрессовок. Рабочие части оснастки для уменьшения налипания жидкого металла и

увеличения стойкости подвергают поверхностной обработке, например, оксидированию, цианированию, азотированию и др.

Конструирование пресс-форм осуществляют в соответствии с требованиями ГОСТ 16236-70, ГОСТ 16241-70, ГОСТ 16248-70, ГОСТ 16528-70 и ГОСТ 16262-70.

Для получения заготовок поршней литьем с кристаллизацией под давлением применяются гидравлические прессы с усилием от 630 до 6000 кН.

Кроме рассмотренных схем изготовления поршней ЛКД, известен также способ одновременной подачи давления на верхний и нижний пуансоны. С помощью дополнительных гидроцилиндров пресса или оснастки возможно получение в литой заготовке отверстий под поршневой палец или продувочных окон. В Японии, кроме схем пуансонного и поршневого прессования с подачей давления через верхний прессующий поршень (см. рис. 4.4), в последнее время все более широко используются установки фирмы Ube Industries с подачей расплава в форму снизу и прессованием нижним пуансоном, сплошным (рис. 4.6,а) или телескопическим (рис. 4.6,б).

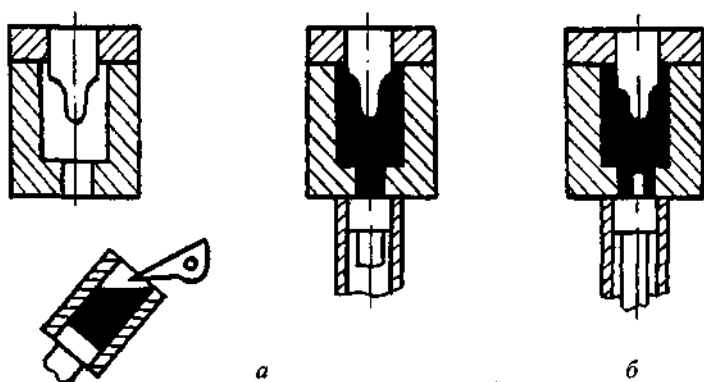


Рис. 4.6. Схема получения поршней литьем с кристаллизацией под давлением на установках фирмы Ube Industries: прессование сплошным нижним (а) и телескопическим нижним (б) пуансоном

ЭРИТ

При получении заготовок поршней с поднутрениями ЛКД возникают большие трудности. Для получения наружных поднутрений существуют не очень сложные конструктивные решения (различного рода вставки, разъемная матрица, подвижные за счет гидроцилиндров стержни или системы тяг по аналогии с литьем под давлением). Получение поднутрений на внутренних поверхностях от-

ливки весьма проблематично. Этот вопрос может быть решен или использованием сложного, состоящего из нескольких частей верхнего пуансона по аналогии с кокильным (такой пуансон работает ненадежно), или применением солевых, цинковых или песчаных стержней, что значительно усложняет технологический процесс литья. Поэтому в массовом производстве целесообразно изменять конструкцию поршня таким образом, чтобы убрать поднутрения.

При изготовлении поршней методом ЛКД большое внимание уделяется производительности, которую увеличивают двумя путями: применением автоматизированных систем с многопозиционными столами и использованием многоместных пресс-форм. Например, в Японии, где ЛКД поршней развито в наибольшей степени, применяют два типа многоместных оснасток: с верхним и нижним прессованием (рис. 4.7).

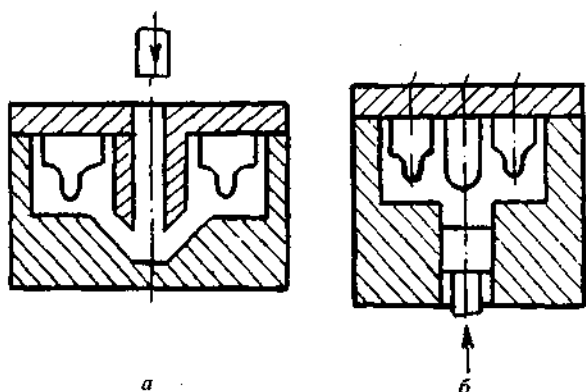


Рис. 4.7. Схемы литья поршней с кристаллизацией под давлением при использовании многоместных пресс-форм с верхним (а) и нижним (б) прессованием

Технологический процесс изготовления поршней из заэвтектических силуминов, приведенный в [8], предусматривает выполнение следующих операций:

- смазка пресс-формы;
- заливка мерной ложкой порции расплава;
- включение прессования;
- извлечение отливки (прессование, выдержка металла под давлением, раскрытие пресс-формы, выталкивание отливки осуществляется в автоматическом режиме работы гидравлического пресса);

- опускание выталкивателя пресса в исходное положение;
- обдувка сжатым воздухом рабочих частей пресс-формы (при необходимости) и их смазка;
- прогрев оснастки двумя-пятью пробными запрессовками и при отсутствии брака переход к литью заданной партии заготовок.

Оптимальные параметры процесса устанавливаются опытным путем в каждом конкретном случае, поэтому приведенные ниже рекомендации носят общий характер:

- температура расплава около 800 °С;
- температура рабочей части матрицы 180...250 °С (большая температура выбирается при небольших размерах поршней);
- давление при кристаллизации, в зависимости от конструкции поршня и температурных параметров процесса, составляет 80...150 МПа (при недостаточности давления в отливке могут появиться усадочные дефекты, большое давление уменьшает стойкость оснастки);
- выдержка под давлением – 10...15 с для поршней диаметром до 40 мм, 15...30 с – при диаметре 40...80 мм, 30...60 с – при диаметре 80...120 мм, 60...100 с – при диаметре 120...150 мм. При недостаточной выдержке не завершится процесс кристаллизации под давлением в донной части поршней и возникнут усадочные дефекты. При больших выдержках могут появиться трещины в отливке и затруднится ее съем с пуансона, оформляющего внутреннюю полость поршня.

Оптимальной смазкой, по мнению Т.Н. Липчина [8], является алюминол МГ (ТУ 6-02-1282-84). Возможно использование смазки, состоящей из 75 % трансформаторного масла (ГОСТ 982-80) и 25 % серебристого графита (ГОСТ 52-79-74). Кроме этого на ряде предприятий применяются смазки на водной основе с графитом «Графитол-В1» по ТУ 6-98-720-74, «Графитол-В2», «Графитол-В202», силиконовая смазка в аэрозольной упаковке (ТУ 6-15-542-70) или смазка на водной основе с хлоридом натрия.

4.4. Некоторые особенности производства слитков из заэвтектических силуминов

В промышленном масштабе слитки из заэвтектических силуминов производятся в сравнительно небольшом объеме, что во многом обусловлено особенностями их структуры (см. § 1.5) и связанным с ними низким уровнем пластичности сплава.

Хорошо известно, что при изготовлении слитков в равной степени важна как макро-, так и микроструктура [5]. Наилучшие ре-

зультаты по качеству получаемых полуфабрикатов при пластическом деформировании достигаются в случае возможно более мелкой, равноосной и равномерной по всему объему слитка макроструктуры. Крупнозернистая макроструктура литой заготовки может быть причиной появления трещин при первичном деформировании, причем трещины возникают несмотря на то, что общие показатели пластичности металла вполне удовлетворительные.

Смешанная макроструктура, состоящая из кристаллических зон с зернами различной формы и величины, в слитках также нежелательна. Тем не менее для получения рядовых полуфабрикатов широко используют слитки с обычной макроструктурой, состоящей из мелких равноосных кристаллов в приповерхностном слое, столбчатых кристаллов в следующей за ней зоне и крупных равноосных кристаллов в центральной зоне. Слитки с транскристаллической структурой, состоящей только из двух зон столбчатых кристаллов, выросших навстречу друг другу, как правило, не используются, так как в них при обработке давлением появляются центральные трещины по линии стыка столбчатых кристаллов.

Что касается микроструктуры металла в слитках, то наиболее благоприятно тонкое микрокристаллическое строение с возможно меньшими размерами всех ее фазовых составляющих. Желательно, чтобы ветви и оси дендритов были тонкими, а размер дендритной ячейки не превышал 30 мкм. Выделения различных фаз, появляющихся при кристаллизации сплавов в ходе эвтектических, перитектических, монотектических превращений, также должны иметь возможно меньшие размеры (5...10 мкм и менее). Желательно также, чтобы неметаллические включения имели размер не более 3 мкм. Высокая дисперсность микроструктуры сплавов является необходимым условием повышения технологической пластичности слитков. Кроме того, чем тоньше микроструктура литого металла, тем однороднее она будет у деформированного полуфабриката.

Как отмечено выше (см. § 1.5), в структуре заэвтектических силуминов присутствует большое количество кристаллов первичного кремния и сложных по составу интерметаллидных фаз, которые являются концентраторами напряжений при пластической деформации. Кристаллы первичного кремния даже в тонкостенных отливках из хорошо модифицированных фосфором заэвтектических силуминов имеют размер не менее 15 мкм, а интерметаллидные фазы и частицы эвтектического кремния — не менее 5 мкм. Вследствие данной особенности микроструктуры сплавы этой группы имеют относительное

удлинение, практически равное нулю. Это является основной причиной, препятствующей увеличению объема производства и расширению области применения заэвтектических силуминов.

Кроме указанных факторов, технологическую пластичность слитков из заэвтектических силуминов существенно снижает склонность этих сплавов к образованию рассеянной усадочной пористости в процессе кристаллизации, насыщение расплава водородом вследствие высокой температуры литья (800...820 °С), а также предрасположенность кремния к гравитационной ликвации.

Повысить пластичность заэвтектических силуминов до значимых величин можно благодаря комплексному воздействию на их структуру модифицированием расплава фосфорсодержащими препаратами и увеличением интенсивности теплоотвода от поверхности отливки в процессе кристаллизации сплава. Росту пластичности сплава способствует и модифицирование кремния в эвтектике, однако из-за несовместимости модификаторов первичного и эвтектического кремния процесс модифицирования усложняется и становится нестабильным. Поэтому такая обработка расплава редко применяется в промышленных условиях.

Несмотря на все вышеуказанные сложности, на ряде фирм эффективно функционирует производство слитков из заэвтектических силуминов. Так, фирма SUNG HOON CORP (Республика Корея) выпускает слитки из сплава А390 (содержание кремния 16...18 % масс.) методом полунепрерывного литья. Диаметр слитков – 77 мм, длина – до 6,0 м. Количество слитков, изготавливаемых одновременно, – 60 шт.

Сплав готовится в пятитонной отражательной газовой печи. В качестве шихты используется алюминий в чушках, кремний кристаллический, магний в чушках, медь в виде отходов электротехнической промышленности, а также стружка и отходы собственного производства.

Перемешивание жидкого металла в печи осуществляется продувкой расплава азотом, подаваемым из двух фурм на дно ванны. Давление газа при продувке – менее 0,1 МПа.

Флюсы при приготовлении расплава не применяются. Модифицирование осуществляется при температуре 800 °С гранулированной лигатурой Cu – 15 % Р.

Слив металла из печи производится при температуре 840...860 °С.

Для подготовки расплава к разливке на машине полунепрерывного литья слитков применяется внепечная комплексная обработка жидкого металла в процессе его перемещения от печи до кристаллизатора. Данной обработкой предусмотрена фильтрация расплава через стеклосетку на этапе слива металла из печи в желоб, последующая его дегазация в специальной емкости продувкой аргоном с применением двух вращающихся фурм и вторичная окончательная фильтрация металла через керамический алундовый фильтр перед его подачей на разливочный стол литейной машины.

Температура расплава, подаваемого в кристаллизатор, составляет 720 °С.

Материалом водоохлаждаемого вертикального кристаллизатора является графит. Высота кристаллизатора – 30 мм. Отношение высоты кристаллизатора к диаметру слитка около 0,4. По этому показателю кристаллизатор является низким. Как известно, при изготовлении слитков в низких кристаллизаторах используется интенсивное водяное охлаждение, обеспечивающее высокую скорость кристаллизации металла и, как следствие, получение мелкой структуры сплава. Скорость вытягивания слитка – около 200 мм/мин.

Контроль качества слитка проводится по следующим показателям: шероховатость поверхности, микро- и макроструктура, механические свойства сплава. Темплет для контроля вырезается на расстоянии 500 мм от дна (низа) слитка.

Применяемая на фирме SUNG HOON CORP технология литья слитков из поршневого заэвтектического силумина (А390), предусматривающая использование комплексного рафинирования расплава от водорода и неметаллических включений, модифицирования фосфором и интенсивного охлаждения жидкого металла в процессе кристаллизации, позволяет получать в термообработанном состоянии механические свойства сплава, достаточные для изготовления из этих слитков изделий методом горячей штамповки ($\sigma_b > 180$ МПа; $\delta > 6,0$ %; $HB > 60$ кг/мм²).

В настоящее время с целью увеличения применения различных методов пластической деформации для изготовления заготовок из заэвтектических силуминов проводятся научные исследования, направленные на уменьшение объемной доли кристаллов первичного кремния в структуре сплава при неизменности его химического состава. Первые полученные результаты показывают перспективность этого направления. Например, при работе со сплавом КС 740 было получено относительное удлинение, равное 8,0 %, т.е. большее, чем у сплава А390 (6,0 %), из которого, как отмечалось выше, успешно производят заготовки методом горячей штамповки.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В настоящее время использование при производстве отливок из заэвтектических силуминов новых научных разработок в области литейных процессов, структурообразования сплавов и подготовки расплавов к разливке позволяет получать заготовки из этих сплавов практически всеми известными способами литья и пластической деформации. Это в свою очередь даст возможность заметно расширить область применения заэвтектических силуминов как материала-заменителя чугуна и стали в таких отраслях промышленности, как автомобилестроение, авиастроение и других.

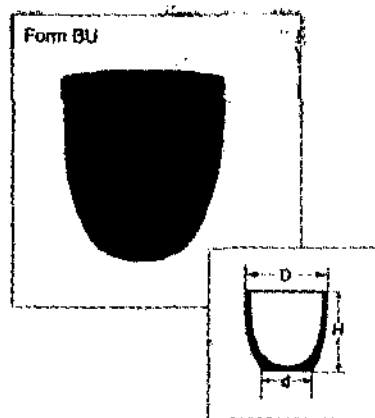
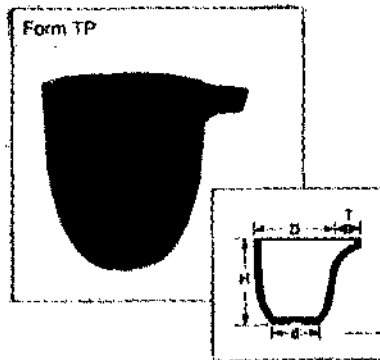
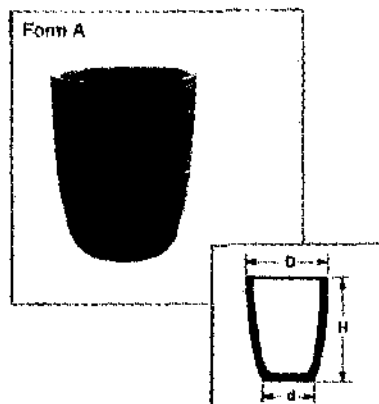
БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Мондольфо Л.Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов. М.: Металлургия, 1979. 639 с.
2. Строганов Г.Б., Ротенберг В.А., Гершман Г.Б. Сплавы алюминия с кремнием. М.: Металлургия, 1977. 272 с.
3. Корольков А.М. Литейные свойства металлов и сплавов. М.: Наука, 1967. 199 с.
4. Силумины: Атлас микроструктур и фрактограмм промышленных сплавов: Справ./ А.Г. Пригунова, Н.А. Белов, Ю.Н. Таран и др. М.: МИСиС, 1996. 175 с.
5. Производство отливок из сплавов цветных металлов: Учеб. для вузов / А.В. Курдюмов, М.В. Пикунов, В.М. Чурсин, Е.Л. Бибилов. 2-е изд., доп. и перераб. М.: МИСиС, 1996. 504 с.
6. Галдин Н.М. Литниковые системы для отливок из легких сплавов. М.: Машиностроение, 1978. 196 с.
7. Белов В.Д. Технологические основы литейного производства. Разд.: Литье под регулируемым газовым давлением: Учеб. пособие. М.: МИСиС, 1991. 87 с.
8. Липчин Т.Н. Получение заготовок поршней литьем с кристаллизацией под давлением. Изд-во Томского ун-та. Пермское отд-ние, 1991. 135 с.

Формы и размеры керамических тиглей для тигельных печей

На предприятиях России широко применяются тигли, производимые Лужским заводом (Россия) и фирмой NOLTINA (Германия). Изготавливают тигли графитошамотные и карбидокремниевые, различных форм и размеров. Формы и размеры некоторых видов тиглей, производимых фирмой NOLTINA, приведены ниже.

Формы тиглей для тигельных печей (емкость более 100кг по меди)



Продолжение приложения I
Размеры тиглей различных форм для тигельных печей
(емкость более 100 кг по меди)

Форма	Материал	Маркировка	Габаритные размеры, мм			
			H	D	d	T
А	Карбид кремния	АС 100	400	325	220	-
		АС 120	410	345	220	-
		АС 150	450	370	239	-
		АС 175	470	370	270	-
		АС 200	500	400	270	-
		АС 250	515	420	285	-
		АС 300	540	440	295	-
		АС 350	590	475	315	-
		АС 400	600	510	360	-
		АС 500	650	516	360	-
		АС 600	680	550	356	-
		АС 800	800	554	356	-
		АС 1000	820	650	420	-
		АС 1100	890	650	420	-
		АС 1500	900	775	400	-
	Графито-шамот	А 100	400	325	215	-
		А 150	450	350	210	-
		А 200	500	405	255	-
		А 250	515	420	225	-
		А 300	540	440	260	-
		А 350	590	480	320	-
		А 400	600	500	350	-
		А 500	650	520	350	-
		А 600	680	540	380	-
		А 800	800	560	380	-
ТР	Карбид кремния	А 1000	820	640	420	-
		А 1100	890	640	420	-
		ТРС 287	600	527	315	160
		ТРС 387	630	615	360	160
		ТРС 412	800	615	360	160
	Графито-шамот	ТРС 412Н	900	615	360	160
		ТРС 587	900	780	400	170
		ТРС 587Н	1000	780	400	170
		ТР 387	630	615	360	160
		ТР 412	800	615	360	160
		ТР 412Н	900	615	320	160
		ТР 587	900	780	360	170
		ТР 587Н	1000	780	350	170

Форма	Материал	Маркировка	Габаритные размеры, мм			
			H	D	d	T
BU	Карбид кремния	BUC 100	400	527	310	-
		BUC 125	450	527	310	-
		BUC 150	490	527	310	-
		BUC 175	551	520	310	-
		BUC 200	600	523	310	-
		BUC 202	620	525	310	-
		BUC 203	650	527	310	-
		BUC 204	700	527	310	-
		BUC 206	760	527	310	-
		BUC 210	500	615	356	-
		BUC 250	630	615	356	-
		BUC 300	700	615	356	-
		BUC 350	800	615	356	-
		BUC 360	900	615	356	-
		BUC 500	750	777	400	-
		BUC 600	900	780	400	-
		BUC 700	1000	780	400	-
	Графито-шамот	BU 100	400	915	305	-
		BU 125	450	520	305	-
		BU 150	490	520	305	-
		BU 175	550	527	305	-
		BU 200	600	527	305	-
		BU 210	500	615	320	-
		BU 250	630	615	320	-
		BU 300	700	615	320	-
		BU 350	800	615	320	-
		BU 360	900	615	320	-
		BU 370	1050	615	320	-
		BU 500	750	775	350	-
		BU 600	900	780	350	-
		BU 700	1000	780	350	-
		BU 1110	940	980	410	-
		BU 1210	1050	980	410	-
		BU 1310	1200	980	410	-
		BU 1510	1320	980	410	-

БЕЛОВ Владимир Дмитриевич

ПЛАВКА И ЛИТЬЕ ЗАЭВТЕКТИЧЕСКИХ СИЛУМИНОВ

Учебное пособие

для студентов специальности 110400

Редактор *Л.В. Иванкова*

Компьютерная верстка *А.В. Бернацкой*

ЛР № 020777 от 13.05.98

Подписано в печать 10.02.03	Бумага офсетная	
Формат 60 × 90 ¹ / ₁₆	Печать офсетная	Уч.-изд. л. 5,31
Рег. № 620	Тираж 280 экз.	Заказ 113

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
ЛР №01151 от 11.07.01