

На правах рукописи

БЕЛОВ МИХАИЛ ВЛАДИМИРОВИЧ

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА КРИСТАЛЛИЗАЦИИ Al-Si СПЛАВОВ И
РАЗРАБОТКА ЛЕГКОПЛАВКИХ ФОСФОРСОДЕРЖАЩИХ ЛИГАТУР С
ЦЕЛЬЮ ПОВЫШЕНИЯ КАЧЕСТВА ЛИТЫХ ПОРШНЕВЫХ ЗАГОТОВОК

Специальность 05.16.04 «Литейное производство»

Автореферат диссертации на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Москва 2007

Работа выполнена на кафедре «Технологии литейных процессов» Государственного технологического университета «Московский институт стали и сплавов»

Научный руководитель
доктор технических наук, профессор Э. Б. Тен

Официальные оппоненты:
доктор технических наук, профессор А.И. Батышев
кандидат технических наук В.А. Волков

Ведущая организация *авиационная корпорация «Рубин»*

Защита состоится 15 ноября 2007 года на заседании диссертационного совета Д212.132.02 при Государственном технологическом университете «Московский институт стали и сплавов» по адресу: 119049, г. Москва, Ленинский проспект, д. 6, ауд. А-305.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке Государственного технологического университета «Московский институт стали и сплавов».

Автореферат разослан 12 октября 2007 года.

Ученый секретарь
диссертационного совета
доктор технических наук,
профессор

А. Е. Семин

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность.

Силумины – самые распространенные литейные сплавы на основе алюминия. Они широко используются как конструкционный материал из-за сочетания комплекса высоких эксплуатационных и литейно-технологических свойств. В частности, поршни двигателей внутреннего сгорания и компрессоров изготавливают преимущественно из эвтектических и заэвтектических силуминов.

Современная технология производства поршней предусматривает выплавку сплава требуемого состава, рафинирование его от растворенных газов и неметаллических включений и модифицирование перед разливкой в литейные формы. К настоящему времени получили практическую реализацию эффективные методы плавки и литья высококачественных изделий из эвтектических и заэвтектических силуминов.

Однако требования к качеству литых изделий, экономичности и экологичности технологического процесса постоянно повышаются. Поэтому весьма актуальным становится поиск новых резервов совершенствования технологического процесса. Наиболее эффективными методами улучшения свойств силуминов являются модифицирование, микролегирование и интенсификация процесса затвердевания (кристаллизации сплава) в литейной форме.

Традиционным модификатором для заэвтектических силуминов является фосфор, который вводят в расплавы, преимущественно, в виде лигатуры медь-фосфор (Cu-P). Её в соответствии с ГОСТ 4515-93 выпускают двух марок МФ10 и МФ9 с содержанием фосфора соответственно 9,5-11,0 и 8,0-9,5 %. Но все они имеют относительно высокие температуры плавления – 720-860 °С. Поэтому для ввода их в расплав силумина требуется его значительный перегрев – до 250 °С. При этом продолжительность усвоения лигатуры составляет от 30 до 60 мин и более.

Поршневые силумины обязательно легируют медью. Для этого, обычно, используют лигатуру Al + 50% Cu, либо катодную медь. Процесс легирования медью также требует перегрева расплава и времени на её усвоение. Малые добавки редкоземельных металлов, в частности, иттрия и церия оказывают положительное влияние на структуру и свойства заэвтектических силуминов. Однако их воздействие на модифицированный фосфором силумин требует дополнительного изучения.

Интенсификация процесса затвердевания в литейной форме позволяет существенно повысить качество литых изделий. В связи с этим для литья поршней не применяют литьё в

песчаную форму, а исключительно литье в металлическую форму: литье в кокиль, литье под регулируемым газовым давлением и литье с кристаллизацией под давлением (ЛКД). Однако отсутствуют систематические данные о предельной возможности улучшения качества литых силуминов при совмещении высокой интенсивности кристаллизации сплава с комплексным модифицирующим и микро легирующим на него воздействием.

Поэтому весьма актуальным представляется исследование эффективности комплексного воздействия на жидкий и кристаллизующийся расплав поршневых силуминов, совершенствование технологии их плавки, внепечной обработки, литья и термической обработки с целью повышения уровня их механических и эксплуатационных свойств, сокращения длительности приготовления расплавов, улучшения экологической обстановки в литейном цехе и повышения экономической эффективности его работы.

Цель работы.

Исследование эффективности комплексного внешнего воздействия на жидкий и кристаллизующийся расплав поршневых силуминов, изучение закономерностей воздействия фосфора совместно с РЗМ на структуру и свойства эвтектических и заэвтектических силуминов, в том числе в условиях экстремальной интенсивности их затвердевания, совершенствование технологии производства поршневых сплавов на основе использования комплексно модифицирующе-легирующих прутковых Al-Cu-P и Al-Cu-P-РЗМ лигатур, обеспечивающих улучшение качества литых изделий и повышение эффективности технологического процесса их изготовления.

Для достижения заявленной цели в работе решали следующие задачи:

1. Исследовать влияние на структуру и свойства эвтектических и заэвтектических силуминов высокого внешнего давления и большой скорости охлаждения кристаллизующегося сплава;
2. Исследовать эффективность комплексного воздействия на жидкий и кристаллизующийся расплав, структуру и свойства поршневых силуминов (микролегирования РЗМ, модифицирования фосфором, повышенной интенсивности охлаждения и высокого внешнего давления);
3. Исследовать условия получения силуминов повышенного качества, к которым предъявляются высокие требования по параметрам структуры, механических, технологических и эксплуатационных свойств;

4. Разработать легкоплавкие составы Al-Cu-P и Al-Cu-P-PЗМ лигатур для совмещенного модифицирования и легирования поршневых силуминов;
5. Разработать технологию изготовления прутковых Al-Cu-P и Al-Cu-P-PЗМ лигатур.

Научная новизна

1. Установлено, что повышение скорости кристаллизации сплава при прочих равных условиях в большей степени измельчает структуру модифицированных фосфором заэвтектических силуминов, чем немодифицированных.

2. Доказано, что эффект модифицирования заэвтектического силумина фосфором усиливается при интенсификации процесса затвердевания отливок: в зависимости от способа литья он возрастает в следующем порядке: литье в песчаную форму → литье в кокиль → поршневое прессование ЛКД → пуансонное прессование ЛКД → непрерывное или полунепрерывное литье.

3. Показано, что для получения из заэвтектического силумина отливок высокого качества с мелкими (размером менее 15 мкм) равномерно распределёнными в объёме кристаллами первичного кремния, необходимо обеспечить сочетание высокой скорости кристаллизации сплава с модифицированием фосфором или «фосфором + РЗМ», а при получении заготовок для последующей пластической деформации – с дополнительной термической обработкой.

4. Выявлены количественные зависимости параметров структуры, механических (прочность, относительное удлинение и твердость) и технологических (литейная усадка) свойств поршневых силуминов в зависимости от давления прессования на жидкий и кристаллизующийся металл, скорости затвердевания, модифицирования и микролегирования фосфором и РЗМ.

Практическая значимость

Предложены составы Al-Cu-P и Al-Cu-P-PЗМ лигатур, которые имеют низкую температуру плавления (610 – 615 °С), обеспечивают комплексное модифицирование и легирование силуминов в наиболее оптимальных температурно-временных режимах.

Разработана комбинированная технология производства Al-Cu-P и Al-Cu-P-PЗМ лигатур в виде прутковых изделий методами литья и прокатки, которая включает сплавление шихтовых материалов, получение цилиндрических заготовок методом горизонтального непрерывного литья и их последующую обработку давлением методом поперечно-винтовой прокатки.

Предложен сокращенный режим термической обработки полунепрерывно-литых заготовок из заэвтектического силумина А390, позволяющий уменьшить его длительность на 36 % (с 42 до 27 час).

Использование предлагаемой продукции в виде прутковых Al-Cu-P и Al-Cu-P-PЗМ лигатур позволяет повысить экономичность процесса приготовления расплава силумина за счет снижения температуры и длительности обработки, улучшить технологичность процесса за счет упрощения операции ввода в расплав лигатур, а также стабилизировать качество обработанного расплава.

Проведено опытно-промышленное опробование предлагаемых технологий на ОАО «Гидромаш», по результатам которого принято решение об их внедрении в IV квартале 2007г.

Апробация работы

Основные положения работы докладывались на:

- международной конференции «Технология-2005» (Словакия, Братислава, 2005 г.);
- международной научно-практической конференции кафедры «Технологии литейных процессов» Московского института стали и сплавов (Москва, 2005 г.);
- V международном конгрессе «Технологии машиностроения' 06» (Варна, Болгария, 2006 г.);
- научном семинаре кафедры «Технологии литейных процессов» Московского института стали и сплавов (октябрь 2006г.);
- на VIII съезде литейщиков России (Ростов-на-Дону, 2007 г.).

Публикации

По результатам выполненных исследований опубликовано 3 статьи.

Структура и объем диссертации

Диссертационная работа состоит из введения, пяти глав, выводов, списка использованных источников и приложений. Работа изложена на 172 страницах машинописного текста, содержит 24 таблиц и 86 рисунков. Библиографический список включает 195 наименований.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ЭКСПЕРИМЕНТОВ

Объектами исследования были бинарные сплавы Al-17%Si, Al-15%Si, Al-12%Si, Al-11%Si и поршневые силумины А390 (16,0 – 18,0 %Si; 4,0 – 5,0 % Cu; 0,45 – 0,65 %Mg) и АК12ММГН (ГОСТ 1583-93).

Бинарные сплавы высокой чистоты готовили в лабораторных условиях с использованием алюминия марки А999 и кремния монокристаллического полупроводниковой чистоты марки КПС-3. Поршневые сплавы выплавляли из шихтовых материалов технической чистоты или готовых чушковых сплавов.

В лабораторных условиях плавку осуществляли в печи сопротивления типа СШОЛ либо в индукционной печи высокой частоты ИСТ-0,06 в графитошамотных тиглях, а для рафинирования расплава использовали гексахлорэтан, который вводили в количестве 0,5 % при температуре металла $750 \pm 10^{\circ}\text{C}$.

В промышленных условиях плавку осуществляли в газопламенной печи вместимостью 5000 кг. Перед литьем расплав подвергали внепечной обработке путем предварительного фильтрования через сетку из стеклоткани на этапе слива металла из печи в желоб, дегазации в специальной емкости продувкой аргоном с применением двух вращающихся фурм и окончательного фильтрования через пенокерамический фильтр непосредственно перед подачей на разливочный стол.

Ввод в алюминиевый расплав церия осуществляли лигатурой Si-40 % Ce при температуре $840 - 850^{\circ}\text{C}$ в количестве 0,2 % Ce от массы металла.

Поршневые силумины модифицировали лигатурами систем Cu-P (в количестве 0,5 – 0,7 % P от массы расплава при температуре 840°C , а также, разработанными Al-Cu-P и Al-Cu-P-PЗМ лигатурами.

Термическую обработку образцов в лабораторных условиях проводили в печи Nabertherm L5/11/P320, а в промышленных условиях – в камерной тупиковой печи с выкатным подом.

Для исследования процесса кристаллизации сплавов использовали термоанализ. Показания ХА термодпары регистрировали контроллером температуры КТ-02-03. Кривые охлаждения записывали в процессе кристаллизации проб массой 63 ± 5 г в алундовых тигельках при помощи ЭВМ. Скорость охлаждения проб составляла $1,5^{\circ}\text{C}/\text{сек}$.

Макроструктуру анализировали на установке, состоящей из лупы OLYMPUS M422 и цифровой камеры NIKON N80 SLR. Измерение твердости НВ проводили с помощью твердомера DAEYEONG DYD-102.

Размер кристаллов первичного кремния (КПК) определяли методом случайных секущих на микроскопах МИМ-7 и Neophot-21, а также с использованием программа OPTIMAS 6.2 .

Распределение примесей и добавок в микроструктурах сплавов изучали с помощью электронных микроскопов JEOL и PERSONAL SEM V4.02 i (с помощью программы FLAME), а также установки оже-спектроскопии PHI-680 (Physical Electronics, USA).

Микротвердость фазовых составляющих определяли на микротвердомере ПМТ-3 по стандартной методике.

Механические свойства сплавов определяли по стандартной методике на отдельно отлитых образцах.

Коэффициент линейного расширения (КЛР) сплавов в интервале температур 20 – 350 °С определяли на образцах, вырезанных из отливок, по стандартной методике с помощью дилатометра.

В лабораторных условиях слитки отливали на установке горизонтального непрерывного литья, а в промышленных условиях, на установке вертикального полунепрерывного литья.

Литье с кристаллизацией под давлением осуществляли на гидравлическом прессе Д2430Б методом пуансонного и поршневого прессования. Параметры процесса литья фиксировали по показаниям датчиков с использованием осциллографа Н43.1.

ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ ЗАТВЕРДЕВАНИЯ ОТЛИВКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ПОРШНЕВОГО СПЛАВА

В настоящее время поршни различного назначения из эвтектических и заэвтектических силуминов изготавливают преимущественно методами фасонного литья (в кокиль и под регулируемым газовым давлением), а также горячей штамповки полунепрерывно-литых заготовок.

Известно, что структура сплавов в значительной степени зависит от условий формирования отливки в литейной форме (кристаллизаторе): чем быстрее оно протекает, тем мельче зерно в структуре сплава.

Сравнительные эксперименты, выполненные на предварительной стадии, показали (табл. 1), что при литье силуминов в кокиль скорость кристаллизации в 5,4 раза больше, чем при литье в песчаную форму. При этом в структуре сплава первичных кристаллов кремния у немодифицированного заэвтектического силумина при литье в кокиль формируется в 3,4

раза больше (размеры соответственно меньше). В тех же условиях при литье модифицированного фосфором заэвтектического силумина это различие возрастает до 15,6 раз. Это свидетельствует о том, что при литье в кокиль в условиях повышения в 5,4 раза скорости кристаллизации модифицирующий эффект усиливается в 4,6 раз.

Усиление модифицирующего эффекта по мере увеличения скорости кристаллизации сплава создает предпосылки для существенного улучшения качественных параметров отливок из силуминов за счет создания условий для максимальной интенсификации процесса их кристаллизации.

В связи с изложенным, в работе изучали влияние на формирование структуры и свойств силуминов мощного внешнего теплосилового воздействия. Для этого использовали метод литья с кристаллизацией под давлением.

Объектами исследования являлись двойные сплавы: эвтектический – Al-11% Si и заэвтектические – Al-15% Si и Al-17% Si силумины и промышленный заэвтектический сплав А390.

Таблица 1 – Количество и размер КПК в структуре сплава Al – 17% Si при разных скоростях его охлаждения в процессе кристаллизации

| Наименование показателя | Способ литья | | | |
|--|--------------------------|------------------------|--------------------------|------------------------|
| | В песчаную форму | | В кокиль | |
| | Сплав немодифицированный | Сплав модифицированный | Сплав немодифицированный | Сплав модифицированный |
| Скорость охлаждения, °С/с | 8 | | 43 | |
| Размер КПК, (L), мкм. | 150 | 50 | 100 | 20 |
| Коэффициент модифицирования, K ¹⁾ | 0,67 | | 0,8 | |

¹⁾ Коэффициент модифицирования рассчитывается по формуле:

$$K = (L_{КПК, исх} - L_{КПК, мод}) / L_{КПК, исх}$$

Влияние интенсивности теплосилового воздействия на структуру и свойства немодифицированных силуминов

Различные условия внешнего теплосилового воздействия на жидкий и кристаллизующийся силумин создавали путем изменения параметров литья с кристаллизацией под давлением в следующих пределах: температура заливаемого металла ($t_{зал}$) – 640-650 °С для Al-11% Si и Al-15% Si сплавов и 680-690 °С для Al-17% Si сплава; температура матрицы (t_m) – 75-160 °С; температура пуансона (t_n) – 25-50 °С; давление (P_n) –

0,1 (атмосферное), 170 и 360 МПа; длительность выдержки расплава в матрице до приложения давления (τ_d) – 2-3 с; длительность прессования (τ_n) – 25-30 с.

В процессе литья фиксировали все основные параметры процесса: температуру в разных зонах образцов, температуру матрицы в разных точках, давление прессования и перемещение прессующего пуансона-поршня. Результаты измерений приведены в таблице 2.

С увеличением давления прессования длительность затвердевания отливок сокращается, что обусловлено, прежде всего, уменьшением зазора между отливкой и матрицей пресс-формы на этапе кристаллизации сплава и соответственно возрастанием интенсивности теплопередачи на границе раздела «отливка – форма». При этом независимо от содержания кремния в сплаве заметное сокращение длительности затвердевания отливки ($\tau_{зат}$) происходит в интервале повышения давления прессования P_n от 0,1 до 170 МПа. Дальнейшее повышение давления P_n до 360 МПа оказывает слабое или незначительное влияние на $\tau_{зат}$.

Таблица 2 – длительность затвердевания отливок при ЛКД

| Содержание кремния в сплаве, % | Режимы ЛКД | | | Длительность затвердевания отливки, с. |
|--------------------------------|-------------|----------------|------------|--|
| | P_n , МПа | $t_{зал}$, °C | t_m , °C | |
| 11 | 0,1 | 640 | 110 | 38 |
| | 170 | 640 | 122 | 11 |
| | 360 | 650 | 125 | 10 |
| 15 | 0,1 | 670 | 115 | 43,5 |
| | 170 | 680 | 118 | 12 |
| | 360 | 660 | 80 | 10 |
| 17 | 0,1 | 680 | 160 | 46,5 |
| | 170 | 680 | 120 | 15 |
| | 360 | 680 | 90 | 12 |

Длительность затвердевания отливок $\tau_{зат}$ также существенно зависит от содержания кремния в сплаве: при повышении содержания кремния с 11 до 17 % $\tau_{зат}$ возрастает на 20-35 %, что связано с большим выделением теплоты кристаллизации.

Градиент температуры по сечению отливки в момент окончания её затвердевания существенно зависит от давления прессования: чем больше p_n , тем больше градиент – 40-50°С при $p_n = 0,1$ МПа; 80-90°С при $p_n = 170$ МПа; 120-150°С при $p_n = 360$ МПа. Рост величины температурного градиента по сечению отливок при повышении давлении прессования связан с установленным экспериментальным фактом повышения температуры ликвидус исследованных сплавов и, как следствие, с расширением интервала их кристаллизации.

Рост температуры ликвидус Al-Si сплавов при давлении прессования 360МПа можно объяснить применением к исследуемой системе закона Клаузиуса-Клайперона, согласно которому:

$$\frac{dt}{dp} = \frac{t_{кр} \cdot (V_1 - V_2)}{L} \quad (1)$$

где: dt – изменение температуры кристаллизации сплава, обусловленное изменением давления на величину dp;

$t_{кр}$ - температура кристаллизации (ликвидус) сплава;

V_1 и V_2 – объём 1кг твёрдой и жидкой фаз, соответственно;

L – скрытая теплота кристаллизации.

По данным замера диаметров цилиндрических отливок на разных уровнях по их высоте и расчётов величины усадки установили, что давление прессования существенно влияет на литейную усадку Al-Si сплавов (Табл. 3).

Таблица 3 – Влияние содержания кремния и давления прессования на литейную усадку Al- Si сплавов

| Содержание кремния, % | Pн, МПа | Литейная усадка сплава в разных по высоте частях отливки, % | | | | | Среднее значение $\epsilon_{л}$, % |
|-----------------------|---------|---|-----|-----|------|-----|-------------------------------------|
| | | H1, | H2, | H3, | H4, | H5, | |
| 11 | 0,1 | 1,4 | 1,3 | 1,3 | 1,25 | 1,2 | 1,29 |
| | 170 | 0,3 | 0,5 | 0,5 | 0,6 | 0,4 | 0,46 |
| | 360 | 0,2 | 0,4 | 0,5 | 0,4 | 0,3 | 0,36 |
| 15 | 0,1 | 1,4 | 1,3 | 1,3 | 1,2 | 1,0 | 1,24 |
| | 170 | 0,2 | 0,3 | 0,7 | 0,7 | 0,2 | 0,42 |
| | 360 | 0,1 | 0,4 | 0,5 | 0,4 | 0,1 | 0,3 |
| 17 | 0,1 | 1,3 | 1,3 | 1,3 | 1,3 | 0,8 | 1,2 |
| | 170 | 0,1 | 0,2 | 0,4 | 0,4 | 0,4 | 0,3 |
| | 360 | 0,1 | 0,3 | 0,4 | 0,5 | 0 | 0,26 |

$H_1 - H_5$ – соответственно сечения отливки от верхней кромки до нижней.

При увеличении давления прессования с 0,1 МПа до 170-360 МПа значение $\epsilon_{л}$ уменьшается на 65-78 %. При этом по мере роста содержания кремния в сплаве литейная усадка сплава снижается на 4-7 % при давлении прессования 0,1 МПа. Причем, этот эффект возрастает до 16-28 % при увеличении давления прессования до 360 МПа.

В условиях ЛКД в структуре заэвтектических силуминов, наряду с кристаллами первичного кремния (КПК) и эвтектики, присутствует фаза α_{Al} . При этом по мере усиления

теплосилового воздействия (возрастания давления прессования и интенсивности теплоотвода) неравновесность процесса кристаллизации возрастает и соответственно количество фазы α_{Al} увеличивается (табл. 4). Причем, при высоком давлении прессования ($P_n = 360$ МПа) в условиях максимального теплосилового воздействия выделение фазы α_{Al} по сечению отливки становится более равномерным.

Таблица 4 – Влияние интенсивности теплосилового воздействия на количество α_{Al} – фазы в структуре цилиндрической отливки из сплава Al-17%Si.

| Давление прессования P_n , МПа | Количество α_{Al} – фазы, % | | |
|--|------------------------------------|------------------------|----------|
| | Поверхность | На половине радиуса | В центре |
| 0,1 | 1,5 | 10,6 | 11,3 |
| 170 | 4,1 | 11,0 | 16,0 |
| 360 | 16,6 | 20,8 | 19,9 |

В немодифицированном заэвтектическом силумине КПК при всех исследованных давлениях литья имеют преимущественно полиэдрическую форму, однако размер их с увеличением давления прессования уменьшается от 100 мкм при $P_n = 0,1$ МПа до 50 мкм при $P_n = 360$ МПа. Только при $P_n = 360$ МПа они появляются вблизи поверхности отливки и то в виде разбросанных группировок. Полученные экспериментальные результаты хорошо согласуются с известной теоретической зависимостью:

$$r^* = \frac{2\sigma}{\Delta T} \cdot \frac{dT}{dP \cdot (V_2 - V_1)} \quad (2)$$

где: r^* - радиус критического зародыша;

σ – поверхностное натяжение на границе раздела зародыш – кристалл;

ΔT – переохлаждение расплава;

V_1, V_2 – объём 1 кг твёрдой и жидкой фаз.

Из формулы 2 видно, что уменьшение размера критического зародыша, а следовательно, и измельчение структуры сплава в отливках при ЛКД происходит не только за счёт повышения переохлаждения ΔT , но и за счёт повышения давления прессования.

Механические свойства заэвтектических силуминов при ЛКД существенно зависят от давления прессования (табл. 5): при увеличении P_n с 0,1 до 360 МПа прочность сплава возрастает на 20-30 %, а относительное удлинение – в 2,5 раза. При изменении содержания кремния в сплаве эти свойства изменяются существенно в меньшей степени.

Таким образом, несмотря на достаточно хороший уровень механических свойств немодифицированных заэвтектических силуминов, достигаемый в условиях усиленного теплосилового внешнего воздействия на жидкий и кристаллизующий сплав, они недостаточны для изготовления отливок ответственного назначения. Это обусловлено, прежде всего, большими размерами КПК и относительно неравномерным распределением их в структуре отливок, пониженными вследствие этого эксплуатационными свойствами и плохой обрабатываемостью резанием, а также низкой стойкостью металлорежущего инструмента.

Таблица 5 – Влияние концентрации кремния и интенсивности теплосилового воздействия на механические свойства заэвтектического силумина Al-17%Si.

| Содержание кремния в сплаве, % | Давление прессования P_n , МПа | σ_b , МПа | δ , % |
|--------------------------------|----------------------------------|------------------|--------------|
| 15 | 0,1 | 159 | 2,5 |
| | 170 | 188 | 4,1 |
| | 360 | 207 | 6,3 |
| 17 | 0,1 | 152 | 1,6 |
| | 170 | 171 | 3,9 |
| | 360 | 183 | 4,0 |

Влияние комплексного теплосилового воздействия и модифицирования на структуру и свойства силуминов

Эффективность комплексного теплосилового и модифицирующего воздействия на структуру и свойства изучали при литье отливок типа «стакан» из заэвтектического силумина А390. Полученные результаты (табл. 6), показывают, что при пуансонном прессовании, также как и при поршневом, чем больше давление прессования, тем мельче КПК: при прочих равных условиях средний размер частиц КПК уменьшается на 11 и 20 % при увеличении давления прессования с 100 до 160 и 250 МПа.

При постоянном давлении (P_n) с увеличением $b_{ст}$ отливки с 5 до 15 мм размер КПК увеличивается примерно на 9-10 %, но максимальный размер не превышает 12 мкм.

Это свидетельствует о том, что размеры КПК, которые формируются при ЛЖД немодифицированных и модифицированных заэвтектических силуминов, существенно различаются и составляют соответственно 50-90 и 10-12 мкм. Конечно, здесь присутствует

влияние толщины отливки, однако оно, как отмечено выше, на порядок слабее. Поэтому многократное (5-7 раз) измельчение размера КПК обусловлено, прежде всего, влиянием модифицирования фосфором.

Таблица 6 – Влияние интенсивности теплосилового воздействия на параметры КПК в модифицированном силумине А390

| Параметры КПК | Давление прессования P_n , МПа | | | | | | | | |
|---|----------------------------------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|
| | 100 | | | 160 | | | 250 | | |
| | Толщина отливки b_c , мм | | | | | | | | |
| | 5 | 10 | 15 | 5 | 10 | 15 | 5 | 10 | 15 |
| Суммарная площадь КПК, мкм^2 | 29669 | 31458 | 32342 | 26305 | 27059 | 30293 | 26776 | 29650 | 31070 |
| Количество КПК, шт. | 223 | 237 | 221 | 220 | 227 | 230 | 270 | 291 | 285 |
| Средняя площадь КПК, мкм^2 | 133 | 133 | 146 | 120 | 119 | 132 | 99 | 102 | 109 |
| Средний размер частиц КПК, мкм | 11,5 | 11,5 | 12,1 | 11,0 | 10,9 | 11,5 | 10,0 | 10,1 | 10,4 |

Влияние теплосилового воздействия на прочностные показатели модифицированного эвтектического силумина А390 представлено в таблице 7.

При увеличении давления прессования со 100 до 250 МПа временное сопротивление разрыву (σ_b) в целом возрастает со 158-184 МПа до 186-225 МПа. Однако если при давлениях прессования до 160 МПа с увеличением толщины стенки отливки прочность возрастает, то при давлении прессования 250 МПа она, наоборот, снижается. Такой характер изменения σ_b обусловлен, вероятно, тем, что при $P_n \leq 160$ МПа сильнее проявляется эффект теплосилового воздействия на интенсивность затвердевания и соответственно, улучшение свойств сплава, чем увеличение толщины отливок. При давлении прессования 250 МПа влияние скорости затвердевания на структурные параметры достигают предельного уровня. В этих условиях полнее проявляется эффект «пропрессовывания» затвердевающего расплава в отливках большей толщины. Соответственно они получаются более плотными и более прочными.

Твердость сплава А390 слабо зависит от толщины стенки отливки, но последовательно возрастает на 2 и 6 % (до 148 НВ) при увеличении давления прессования со 100 МПа до 160 и 250 МПа соответственно.

Таблица 7 – Прочность сплава А390 на разрыв в отливке «стакан» в зависимости от давления прессования и толщины стенки при пуансонном прессовании.

| Свойства сплава А390 | Давление прессования P_n , МПа | | | | | | | | |
|-----------------------------------|----------------------------------|-----|-----|-----|-----|-----|-----|-----|-----|
| | 100 | | | 160 | | | 250 | | |
| | Толщина отливки b_c , мм | | | | | | | | |
| | 5 | 10 | 15 | 5 | 10 | 15 | 5 | 10 | 15 |
| Предел прочности σ_b , МПа | 184 | 169 | 158 | 220 | 212 | 186 | 195 | 209 | 225 |

Таким образом, усиленное внешнее теплосиловое воздействие на жидкий и кристаллизующий силумин является эффективным фактором измельчения структуры и повышения показателей механических свойств. Однако достигаемый при этом эффект улучшения качества литого сплава недостаточен для его использования при производстве ответственных отливок, в том числе поршней. Более высокий уровень показателей структуры и свойств силуминов достигается при комплексной обработке, которая включает, наряду с усиленным теплосиловым воздействием, также модифицирование фосфором. При этом вклад модифицирования в улучшение структуры и свойств силуминов превышает вклад теплосилового внешнего воздействия на сплав в процессе затвердевания отливки.

Влияние технологических параметров изготовления полунепрерывнолитых заготовок на структуру и свойства поршневого силумина А390

Исследования проводили в производственных условиях фирмы Sung Hoon Engineering Co., Ltd. (Корея). Технологический процесс производства слитков из сплава А390 включал плавку сплава, его внепечную обработку, литье и термическую обработку.

Плавку сплава А390 осуществляли в газовой пламенной печи вместимостью 5 т. В печи расплав модифицировали фосфором, а вне печи его подвергали многоступенчатой рафинирующей обработке путем предварительного фильтрования через стеклоткань, продувки аргоном и вторичного фильтрования через керамический фильтр.

Разливку осуществляли на машине вертикального полунепрерывного литья фирмы Wagstaff (США). Низкий водоохлаждаемый графитовый кристаллизатор позволял формировать начальную корку на слитках, а интенсивное вторичное водоструйное охлаждение обеспечивало получение высокой интенсивности охлаждения кристаллизующего сплава.

Технологические параметры литья слитка диаметром 77мм указаны в таблице 8. Выдержка в кристаллизаторе от момента заливки до начала вытягивания составляла 28

секунд. После вытягивания 3 м слитка параметры литья стабилизировались. Конечная длина слитка составляла 5 м.

Макроструктура сплава А390 в полунепрерывнолитых заготовках по длине и сечению слитка одинакова. В тоже время, микроструктура сплава по сечению слитка несколько неоднородна: размер и количество КПК в центральной части и на периферии слитка различны. Так, в центральной части средний размер КПК составляет 21 мкм, а среднее количество 26 шт, а в поверхностном слое слитка - 19 мкм и 34 шт, соответственно. При этом среднее количество интерметаллидов по сечению образцов 176 шт, средняя занимаемая ими площадь 21 мкм², средняя их объемная доля 7,6 %.

Таблица 8 – технологические параметры литья слитка из сплава А390

| Название параметра | Значение параметра | | | | | | | | |
|---|--------------------|-----|-----|------|------|------|------|------|------|
| | 0 | 200 | 500 | 1000 | 1500 | 2000 | 2500 | 3000 | 5000 |
| Длина слитка, мм | 0 | 200 | 500 | 1000 | 1500 | 2000 | 2500 | 3000 | 5000 |
| Температура перед фильтром, 0С | 850 | - | - | - | - | - | - | - | - |
| Температура после фильтра, 0С | 849 | 840 | 832 | 813 | 810 | 807 | 805 | 805 | 804 |
| Температура перед кристаллизатором, 0С | 830 | - | - | - | - | - | - | - | - |
| Температура в конце литейного стола, 0С | - | 787 | 784 | 772 | 764 | 760 | 760 | 758 | 757 |
| Скорость литья, мм/мин | 135 | 135 | 135 | 135 | 140 | 140 | 145 | 145 | 145 |
| Температура охлаждающей воды, 0С | 23 | 23 | 23 | 23 | 23 | 23 | 23 | 23 | 23 |

По сечению слитка неоднородность в структуре сплава по размеру КПК в среднем составляет 9,5 %, а по их количеству 23,5 %. Этим, видимо, обусловлено незначительное (2,1 %) различие твёрдости сплава по Бринеллю (НВ). Более высокую твердость сплав имеет в поверхностном слое слитка, где в среднем она равна 113 НВ.

Неоднородность в структуре сплава наблюдается и по длине слитка. Вследствие этого отмечено заметно выраженная тенденция к возрастанию твёрдости слитка от донной к головной части. В головной части слитка средняя твёрдость на 7 % больше, чем в донной, и составляет 114 НВ.

Неоднородность структуры по сечению слитка, очевидно, обусловлена наличием большого градиента температуры в условиях высокой интенсивности охлаждения слитка, по длине слитка - изменениями параметров литья в процессе его вытягивания.

На первом этапе литья (при формировании начальных участков слитка длиной до 3 м) происходит постепенное уменьшение температуры расплава после фильтра с 849 до 805 °С и на литейном столе с 787 до 758 °С, при этом постепенно возрастает скорость вытягивания слитка со 135 до 145 мм/мин.

На втором этапе литья верхняя часть слитка (от 3 до 5 м) формируется при практически одинаковых технологических параметрах процесса. При этом разница в твёрдости сплава уменьшается по сечению с 2,1 до 1,4 %, а по длине с 7 до 0 %. Это, вероятно, связано со стабилизацией технологического режима литья и одинаковостью условий затвердевания второй части слитка.

Слитки из заэвтектических силуминов используют для изготовления деталей, в том числе поршней, методом горячей штамповки. В связи с этим, литой сплав, наряду с высокими прочностным и эксплуатационным характеристиками, должен иметь достаточно высокую пластичность. В литом состоянии в структуре слитков из заэвтектического силумина присутствуют остроугольные кристаллы первичного кремния и интерметаллидные включения, которые существенно затрудняют процесс пластической деформации. В связи с этим слитки подвергают дополнительной термической обработке. При этом достигается гомогенизация сплава по химическому составу, растворение интерметаллидных фаз, выделившихся в условиях неравновесной кристаллизации, снижение неоднородности структуры и уменьшение термических напряжений.

На фирме Sung Hoon Engineering Co., Ltd., где хорошо освоено производство слитков и заготовок под штамповку из поршневых заэвтектических силуминов, термообработку слитков сплава А390 осуществляют по двух-стадийному режиму: нагрев за 3 час до 490 °С, выдержка при этой температуре 24 час, охлаждение в течение 6 час до 340 °С, выдержка при этой температуре в течение 5 час и охлаждение.

В термообработанном состоянии все фазы в структуре слитка приобретают скруглённые формы, в том числе и кристаллы первичного кремния, что позволяет заметно повысить деформируемость сплава. Применяемый режим ТО позволяет стабильно получать показатели механических свойств сплава, приемлемые для последующей горячей штамповки: $HВ = 55 - 65$, $\sigma_B = 160 - 200$ МПа, $\sigma_{0,2} < 170$ МПа, $\delta = 3 - 7$ %.

Однако недостатком его является большая продолжительность обработки, которая составляет 42 час. С целью изыскания возможности сокращения длительности термической

обработки, в лабораторных условиях провели серию специальных экспериментов. На установке горизонтального непрерывного литья отливали слитки из сплава А390 и затем изучали изменение структуры слитка в зависимости от длительности выдержки при температуре 490 °С. В результате установили, что в применяемом режиме ТО неоправданно длительным является этап выдержки слитков при температуре 490°С. Он может быть сокращён с 24 до 4 час.

Проверку полученных результатов проводили в производственных условиях фирмы Sung Hoon Engineering Co. Ltd. Промышленные эксперименты подтвердили возможность существенного сокращения длительности ТО. При этом ввиду наличия неравномерности температурного поля по пространству промышленной печи длительность высокотемпературной выдержки уменьшили с 24 до 9 час без снижения качества слитков. Сокращенный на 15 час. режим термической обработки используется на фирме уже более 2-х лет.

Таким образом, для получения из заэвтектического силумина слитков высокого качества, пригодных для производства методом пластической деформации ответственных деталей, необходимо обязательно модифицирование сплава фосфором, затвердевание слитка при высокой скорости охлаждения и термическая обработка.

РАЗРАБОТКА СОСТАВА И ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ЛИГАТУР

Для модифицирования заэвтектических силуминов используют различные материалы: элементарный фосфор, лигатуру Cu-P (8-15 масс. %), фосфид меди (Cu_3P), пентахлорид (PCl_5) и пентасульфид (P_2S_5) фосфора, фосфиды алюминия, никеля и марганца, соединения Zn_3P_2 и специальные смеси (Альфозит, Фораль, Нуклеант). Однако все перечисленные модификаторы имеют ряд серьезных недостатков. Прежде всего, это необходимость перегрева расплава при вводе модификатора, токсичность вводимых материалов, сопутствующий ввод нежелательных элементов, а также, бурление и выброс металла при обработке расплава модификатором.

Для микролегирования поршневых эвтектических силуминов фосфором используют, как правило, те же самые препараты и лигатуры, которые предназначены для обработки заэвтектических силуминов. При этом также требуется повышенный перегрев расплава – более, чем на 250 °С.

В связи с этим в последние годы, для обеспечения требований к экологической безопасности технологических процессов и снижения затрат на приготовление расплава, для

модифицирования силуминов фосфором применяют преимущественно лигатуру Cu-P в виде «вафельных плиток» и гранул с содержанием фосфора 8 – 15 %. При этом при вводе 0,1 %P в расплав вносится от 0,4 до 1,15% Cu.

Из-за повышенной температуры плавления двойной лигатуры и затруднениями с её усвоением расплавом силумина предложена тройная порошковая Al-Cu-P лигатура, которую выпускают в виде прутков. Однако такая лигатура имеет высокую стоимость, так как изготавливается методом порошковой металлургии с последующим прессованием в пруток

Вместе с тем прутковая лигатура предпочтительнее прочих ввиду того, что её можно вводить как в расплав в печи или миксере, так и в струю металла в желобе или литниковой чаше. Поэтому весьма актуальным является получение легкоплавких фосфорсодержащих прутковых лигатур на основе литейных технологий.

В связи с этим на кафедре «Технологии литейных процессов» МИСиС были проведены исследования по разработке состава и технологии получения легкоплавких фосфорсодержащих лигатур на основе систем Al-Cu-P, Al-Cu-P-PЗМ и Al-Cu-P-Si-PЗМ.

Требуемый состав определяли исходя из анализа диаграмм состояния Al-Cu и Cu-P. При этом критерием при разработке состава лигатур служили: температура плавления лигатур на уровне 600 °С; содержание фосфора в лигатуре не менее 1,0 масс % и относительное удлинение лигатуры не менее 5,0 %.

Кроме того, исходили из того, что в последнее время все больше внимания уделяется микролегированию силуминов PЗМ. Обработка ими расплава способствует улучшению эксплуатационных и механических характеристик силуминов, содержащих от 5 до 25 %Si. PЗМ заметно измельчает структуру, снижает коэффициент линейного термического расширения этих сплавов, повышает на 10 – 15 % прочностные характеристики, увеличивает твердость и износостойкость, а также, улучшает обрабатываемость резанием.

Технология получения тройной лигатуры Al-Cu-P для комплексной обработки поршневых силуминов (модифицирования, микролегирования и легирования) основана на сплавлении лигатуры Cu-P (8 – 20 % P) с алюминием. При этом концентрация «внесенной» в тройную лигатуру меди может варьироваться от 6 до 17,5 %. Оптимальной концентрацией меди, по диаграмме состояния Al-Cu, с температурой плавления 547 – 630 °С, является интервал от 10 до 50 % меди.

Многокомпонентные Al-Cu-P-PЗМ и Al-Cu-P-Si-PЗМ модификаторы получали путем сплавления лигатур Cu-P, Al-PЗМ и Si-PЗМ с алюминием.

Для производства прутковых Al-Cu-P лигатур с содержанием фосфора 1,5 % предложена комбинированная литейно-прокатная технология. Она включает непрерывное

горизонтальное литье заготовок диаметром 20-30 мм и последующее редуцирование до диаметра 8-12 мм методом поперечно-винтовой (радиально-сдвиговой) прокатки (ПВП). Для этого использовали установку горизонтального непрерывного литья, имеющуюся на кафедре ТЛП, и министан 30/10, установленный на кафедре ОМД МИСиС. Такая комбинированная технология позволяет значительно повысить производительность процесса и качество изделия.

При ПВП обеспечивается дополнительное измельчение интерметаллидных фаз (рис 1).

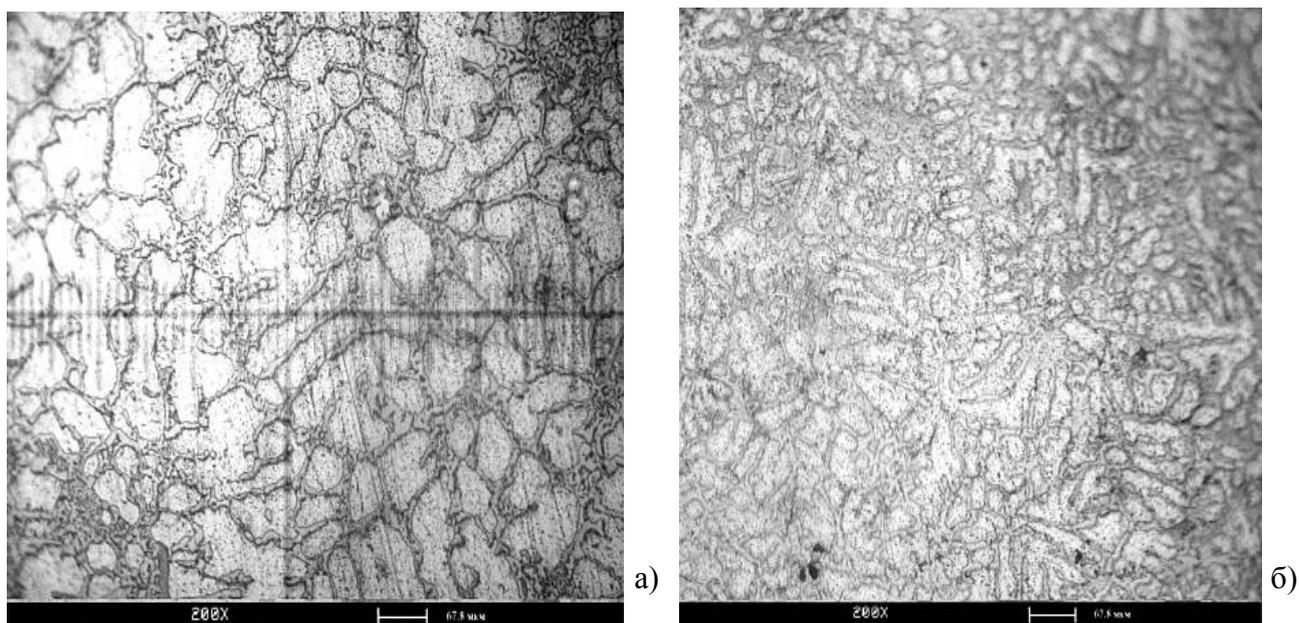


Рисунок 1 – влияние ПВП на структуру лигатуры Al-Cu-P-РЗМ
а, б – микроструктура до и после ПВП соответственно

Для обработки непрерывнолитых заготовок методом ПВП необходим показатель относительного удлинения не менее 5 %. Такой уровень пластичности удалось получить при добавлении в состав лигатуры небольшого количества РЗМ (до 0,2%).

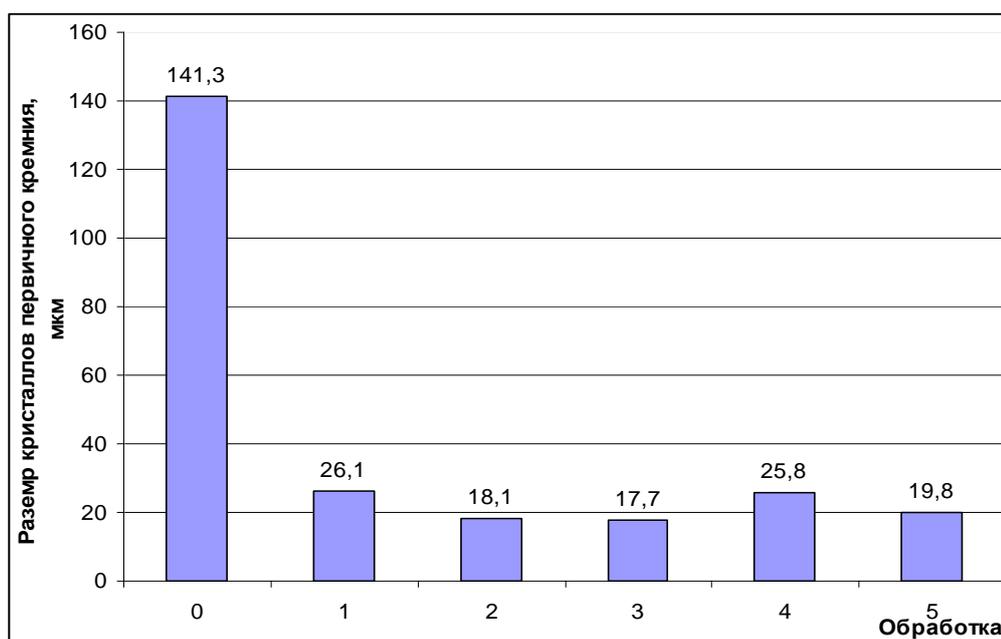
Методом микрорентгеноспектрального анализа установлено, что лигатуры Al-Cu-P и Al-Cu-P-РЗМ состоят из зерен алюминия и интерметаллида CuAl_2 в виде ободка вокруг зерен. Соединения с фосфором и РЗМ также располагаются в этом ободке.

Лабораторные исследования показали, что низкая температура плавления (~ 615 °С) и малый диаметр прутка позволяют вводить данную лигатуру не только без специального значительного перегрева расплава в печь, ковш, литниковую чашу, желоб, при непрерывной разливке, но и позволяют повысить стабильность ввода, не нарушая требуемой дозировки.

Разработанные лигатуры Al-Cu-P и Al-Cu-P-РЗМ эффективны при модифицировании заэвтектических и микролегировании эвтектических поршневых силуминов. Сравнительный

анализ лигатуры изготовленной по схеме «слиток→ПВП» и лигатуры изготовленной методом порошковой металлургии с последующим прессованием в пруток показал, что по модифицирующему эффекту они равносильны. Однако, лигатуры, изготовленные по литейно-прокатной технологии, имеют более низкую себестоимость.

Оценка влияния состава лигатур на изменение микроструктуры проводилась на сплавах А390 при одинаковых скоростях охлаждения сплава. Из результатов, представленных на рисунке 2 видно, что разработанные лигатуры обладают хорошим модифицирующим эффектом и позволяют снизить размер кристаллов первичного кремния в 5,5 – 8 раз.



- 0 – не модифицированный;
- 1 – обработанный лигатурой Cu-P (плитка);
- 2 – обработанный лигатурой Al-Cu-P (пруток литой);
- 3 – обработанный лигатурой Al-Cu-P-PЗМ (пруток литой);
- 4 – обработанный лигатурой Al-Cu-P-Si-PЗМ (пруток литой);
- 5 – обработанный лигатурой Al-Cu-P (пруток, прессованный из порошка);

Рисунок 2 – влияние состава лигатур на размер кристаллов первичного кремния заэвтектического силумина А390

ОПЫТНО-ПРОМЫШЛЕННОЕ ОПРОБОВАНИЕ
ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ПОРШНЕЙ ЛКД ИЗ СПЛАВА А390
С ПРИМЕНЕНИЕМ ПРУТКОВОЙ ЛИГАТУРЫ Al-Cu-P-PЗМ

Опытнo-промышлeннoе опрoбoвaниe тeхнoлoгии изгoтoвлeния пoршнeй из сплaвa А390 литьeм с кристaллизaциeй пoд дaвлeниeм прoвoдилoсь нa OAO «Гидрoмaш» (пoc. Нoвый быт Мoскoвскoй oблaсти).

В литейном цехе предприятия сплав А390 выплавляли в электрической тигельной печи сопротивления типа САТ с ёмкостью тигля 300 кг. После приготовления его переливали в раздаточные печи и выдерживали в течение 5-7 мин. Поршни и отливки типа «стакан» отливали на прессе Д2430Б методом пуансонного прессования. В процессе литья давление прессования составляло 150 МПа, температура пресс-формы – 50-70⁰С, а температура заливаемого расплава – 720-730⁰С.

Из отливок для изучения макро- и микроструктуры сплава были вырезаны образцы. Для определения механических свойств и коэффициента линейного расширения (КЛР) сплава А390 образцы вырезались из юбки поршня. Твёрдость сплава по Бринеллю замерялась на донных частях поршня и отливки «стакан». В процессе проточки наружного диаметра поршней и канавок под компрессионные кольца оценивалась обрабатываемость сплава резаньем.

В ходе опытнo-промышлeннoгo опрoбoвaния были oтлиты oпытные партии: пoршнeй в кoличeствe 257 шт. и oтливoк «стaкaн» в кoличeствe 130 шт. Цилиндрические стаканы изгoтaвливали с диaмeтрoм и высoтoй 60 мм, тoлщинoй дoннoй чaсти 10 мм, бoкoвoй стeнки 7 мм. Пoршeнь oтливaли мaссoй 520 г и диaмeтрoм ~ 91мм.

Анализ структуры сплава в поршнях и «стаканах» показал, что из сплава А390, приготовленного с использованием прутковой лигатуры Al – Cu(30%) – P(1,0%) – Ce(0,2%), можно получать плотные без усадочных и газовых дефектов отливки. При этом ликвации кристаллов первичного кремния по высоте отливок не выявлено, КПК распределены по объёму отливок практически равномерно и имеют размер не более 12 мкм (Рис. 3).

Механические свойства сплава А390, определённые на образцах, вырезанных из тела отливок, превышают их уровень по классификации алюминиевой ассоциации США: σ_b на 15 %, δ в 2,2 раза. Твёрдость сплава в отливке находится в интервале 123-129 НВ.

Кoэффициeнт линеинoгo рaсширeния сплaвa А390 в интервале температур 20 - 350⁰С составил 17,5 – 18 x 10⁻⁶ x C⁻¹, что несколько ниже уровня требований стандартов (18 – 18,5 x

$10^{-6} \times C^{-1}$) и связано это с малым размером КПК (не более 15 мкм) и дополнительным вводом в состав сплава РЗМ.

Шероховатость обработанных поверхностей полностью соответствовала требованиям чертежа детали и не превышала Ra 0,63.

При приготовлении сплава А390 с применением прутковой лигатуры Al – Cu(30%) – P(1,0%) – Ce(0,2%) выявлена возможность сокращения длительности плавки вследствие исключения необходимости высокого перегрева расплава для модифицирования фосфором, совмещения операций модифицирования фосфором и легирования силумина медью. Кроме того, ввиду более точного дозирования содержания меди в лигатуре отпала необходимость ее промежуточного спектрального анализа при приготовлении сплава.

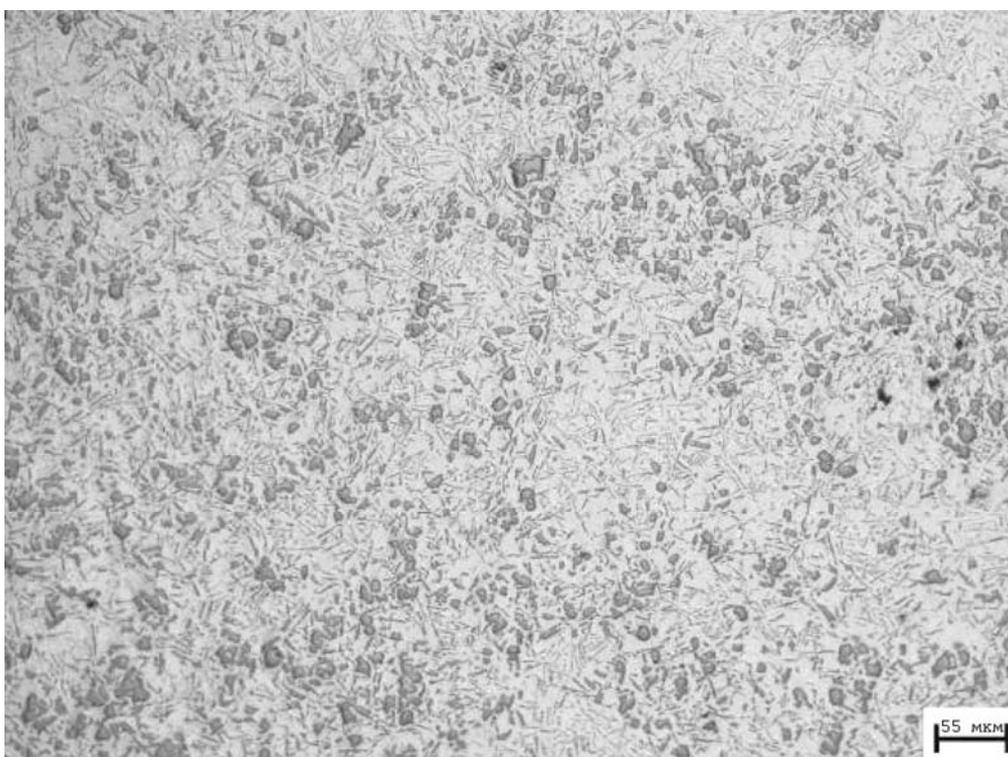


Рисунок 3 – микроструктура сплава А390 в отливке «стакан»

ВЫВОДЫ

1. Повышение скорости кристаллизации сплава при прочих равных условиях сильнее измельчает структуру модифицированных фосфором заэвтектических силуминов, чем немодифицированных.

2. Эффект модифицирования заэвтектического силумина фосфором усиливается при интенсификации процесса затвердевания отливок: в зависимости от способа литья он возрастает в следующем порядке: литье в песчаную форму → литье в кокиль → поршневое прессование ЛКД → пуансонное прессование ЛКД → непрерывное или полунепрерывное литье.

3. Для получения из заэвтектического силумина отливок высокого качества с мелкими, равномерно распределёнными в объёме кристаллами первичного кремния размером менее 15 мкм необходимо обеспечить сочетание высокой скорости кристаллизации сплава с модифицированием фосфором, а при получении заготовок для последующей пластической деформации – с дополнительной термической обработкой.

4. С увеличением давления прессования длительность затвердевания отливок уменьшается, что обусловлено созданием более плотного контакта отливки с теплоотводящей литейной формой. При этом независимо от содержания кремния в сплаве заметное сокращение длительности затвердевания отливки происходит в интервале повышения давления прессования P_n от 0,1 до 170 МПа. Дальнейшее повышение давления P_n до 360 МПа практически не изменяет $\tau_{зат}$. Градиент температуры по сечению отливки в момент окончания её затвердевания, наоборот, существенно возрастает по мере увеличения давления прессования: от 40-50⁰С при $P_n = 0,1$ МПа до 80-90⁰С при $P_n = 170$ МПа и 120-150⁰С при $P_n = 360$ МПа.

5. Подтверждено, что давление прессования, наряду с содержанием кремния, существенно влияет на литейную усадку Al-Si сплавов (ϵ_L): чем больше давление прессования, тем меньше величина литейной усадки силуминов.

6. Механические свойства заэвтектических силуминов при ЛКД существенно зависят от давления прессования и в меньшей степени от содержания кремния в сплаве: с ростом P_n до 360 МПа прочностные показатели возрастают на 20-30%, а пластические свойства - в 2,5 раза, тогда как при увеличении содержания кремния эти свойства, наоборот, уменьшаются, но не более чем на 12 и 36 % соответственно.

7. Установлено, что при ЛКД (пуансонное прессование) при увеличении давления прессования от 100 до 250 МПа степень измельчения кристаллов первичного кремния в модифицированном фосфором сплаве А390 составляет примерно 33 %.

8. Показано, что при условии качественного модифицирования заэвтектического силумина фосфором и формирования отливок в условиях высокой интенсивности охлаждения продольная и поперечная неоднородность структуры и свойств полунепрерывнолитых заготовок из сплава А390 в допустимой степени устраняется при сокращенном на 15 час (с 42 до 27 час) режиме термической обработки.

9. Предложены составы Al-Cu-P и Al-Cu-P-PЗМ лигатур, которые имеют низкую температуру плавления (610 – 615 °С), обеспечивают быстрое усвоение при невысоких перегревах и позволяют одновременно осуществлять не только модифицирование фосфором, но также легирование расплава медью.

10. Разработана комбинированная литейно-прокатная технология производства Al-Cu-P и Al-Cu-P-PЗМ лигатур, которая включает сплавление шихтовых материалов, получение цилиндрических заготовок диаметром 20-30 мм методом горизонтального непрерывного литья и их последующее редуцирование до диаметра 8-12 мм методом поперечно-винтовой прокатки.

11. Применение предлагаемой технологии совместного модифицирования фосфором, микролегирования РЗМ и легирования медью поршневых силуминов позволяет заменить ныне используемые для этого препараты, повысить эффективность обработки за счет снижения температуры перегрева расплава и сокращения ее длительности и получать стабильно высокие свойства этих сплавов.

Основное содержание диссертации опубликовано в следующих работах:

1. М.В. Белов, В.Д. Белов, Э.Б. Тен. Об изготовлении слитков из поршневого заэвтектического силумина методом полунепрерывного литья. Известия ВУЗов. Цветная металлургия. №5, 2005г., стр. 30-33.

2. М.В. Белов, В.Д. Белов (МИСиС, Москва), W.D. Kang (Корея, SUNG HOON Co.). Влияние режима термической обработки на структуру и свойства поршневого сплава А390. Литейщик России. №12, 2005г., стр. 19-24.

3. М.В. Белов, Э.Б. Тен (МИСиС, Москва), К.А. Батышев (МГОУ, Москва). Некоторые особенности затвердевания отливок из заэвтектических силуминов при литье с кристаллизацией под давлением. Известия ВУЗов. Черная металлургия. №5, 2007г., стр. 42-44.

4. В.Д. Белов, М.В. Белов, Э.Б. Тен (МИСиС, Москва), К.Х. Ким (Корея, SUNG HOON Co.). Разработка состава и технологии изготовления прутковых фосфорсодержащих лигатур для модифицирования поршневых силуминов. Тезисы доклада. Словакия. Братислава. Международная конференция «Технология – 2005». стр. 62-64.

5. В.Д. Белов, Е.Б. Тен, П.В. Петровский, М.В. Белов. Инновационные решения МИСиС (ТУ) для развития литейных процессов. Тезисы доклада. Варна. Болгария. V международный конгресс «Технология машиностроения'06». Стр. 64-67.

6. М.В. Белов, К.А. Батышев. Некоторые особенности затвердевания отливок из заэвтектических силуминов при литье с кристаллизацией под давлением. Труды восьмого съезда литейщиков России. Том 1. стр. 249-252. Ростов-на-Дону. 2007г.

