

Е. В. Середенко

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ТЕРМОВРЕМЕННОЙ ОБРАБОТКИ РАСПЛАВА И ПОСТОЯННОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ В ПЕРИОД ЕГО ОХЛАЖДЕНИЯ НА ЛИТУЮ СТРУКТУРУ ПРОВОДНИКОВОГО СПЛАВА АЛЮМИНИЯ

Действие термовременной обработки (ТВО) расплава в течение 10 мин и постоянного магнитного поля на охлаждающийся и затвердевающий сплав в условиях охлаждения ($Fo = 0,4$) для ТВО $820\text{ }^{\circ}\text{C}$ и индукции поля $0,25-0,50\text{ Тл}$; ($Fo = 0,8$) для ТВО $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ и $0,10-0,15\text{ Тл}$ модифицирует структуру литого металла в аналогичную термообработанному твердому сплаву. Магнитное поле при ТВО $820\text{ }^{\circ}\text{C}$ и $0,10-1,0\text{ Тл}$ аналогично ТВО $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ при 0 Тл устраняет игольчатую фазу. Механизм действия магнитного поля на структуру связан с индуцированием им и термотоками микромагнитогидродинамических течений, примыкающих к формирующимся фазам при охлаждении сплава.

Ключевые слова: алюминиевый сплав, термовременная обработка расплава, литая структура, постоянное магнитное поле.

Дія термочасової обробки (ТЧО) розплаву протягом 10 хв і постійного магнітного поля на сплав, що охолоджується і твердне в умовах охолодження ($Fo = 0,4$) для ТЧО $820\text{ }^{\circ}\text{C}$ і індукції поля $0,25-0,50\text{ Тл}$; ($Fo = 0,8$) для ТЧО $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ і $0,10-0,15\text{ Тл}$ модифікує структуру литого металу в аналогічну термообробленому твердому сплаву. Магнітне поле при ТЧО $820\text{ }^{\circ}\text{C}$ і $0,10-1,0\text{ Тл}$ аналогічно ТЧО $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ при 0 Тл усуває голкоподібну фазу. Механізм дії магнітного поля на структуру пов'язаний з індукціями ним і термострумами мікромагнітогидродинамічних течій, прилеглих до фаз, що формуються при охолодженні сплаву.

Ключові слова: сплав алюмінію, термочасова обробка розплаву, лита структура, постійне магнітне поле.

The effect of temperature and time processing (TTP) of the melt during 10 min and a constant magnetic field on cooling and solidifying alloy in the cooling conditions ($Fo = 0,4$) for TTP $820\text{ }^{\circ}\text{C}$ and magnetic field of $0.25-0.50\text{ T}$; ($Fo = 0,8$) for TTP $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ and $0.10-0.15\text{ T}$ modifies the structure of cast metal in a similar thermal processed hard alloy. Magnetic field at TTP $820\text{ }^{\circ}\text{C}$ and 0.10 to 1.0 T similar to TTP $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ at 0 T eliminates needle-like phase. The mechanism of magnetic field action on the structure is associated with the induction by it and thermal currents micromagnetohydrodynamic flows, adjacent to the forming phases during cooling of the alloy.

Keywords: aluminum alloy, temperature and time processing of the melt, cast structure, constant magnetic field.

В настоящее время значительная часть рынка проволоки в развитых странах представлена электротехническими проводами на основе алюминия. Это требует совершенствования состава проводниковых сплавов и технологий их производства в условиях повышения доли вторичных материалов при получении продукции. В частности, сейчас сплавы алюминия с повышенным содержанием железа ($0,2-3,0\%$) рассматриваются как перспективные электротехнические, коррозионностойкие конструкционные и акустодемпфирующие материалы [1]. Одной из проблем обеспечения необходимого уровня эксплуатационных характеристик проволоки является достижение однородности ее структуры, что зависит от качества литой заготовки. Структура заготовки определяется строением шихты и технологией производства. В связи с этим направление формирования в кристаллизато-

рах с электромагнитным перемешиванием слитков небольшого сечения (диаметром до 25 мм) для производства проволоки получает преимущество перед изготовлением заготовок больших размеров, требующих комплексного модифицирования и дополнительной термообработки между операциями деформирования [2, 3].

Эффективным методом управления структурой литейных сплавов является направленная подготовка к кристаллизации путем термовременной обработки (ТВО) расплава. Увеличение температуры расплава сверх некоторого предела приводит к рассеиванию атомных группировок, имеющих сходство с кристаллической решеткой шихты. Так, при плавлении алюминия близость структуры жидкого и твердого металла сохраняется до 820 °С [4]. Перегретые до 1670-1870 °С расплавы, получаемые из гетерогенных шихтовых материалов, существуют в состоянии микроэмульсии или микросуспензии дисперсных частиц (~100 Å), обогащенной одним из компонентов в дисперсной среде. Эти температуры являются граничными для перестройки структуры расплавов в зависимости от состава, после чего их состояние становится сходным с истинным раствором [5]. Однако такие перегревы над температурой плавления реализуются для малых объемов расплавов и требуют их защиты от окисления, газонасыщения и взаимодействия с футеровкой. Для ряда алюминиевых сплавов, получаемых в условиях перегревов, не вызывающих существенного увеличения потерь, установлено, что наиболее благоприятное сочетание их прочностных и пластических свойств достигается при температурах расплава до 900-1000 °С [6, 7].

Часто с целью обеспечения требований к материалу заготовки применения одного технологического приема воздействия на металл недостаточно. При охлаждении расплава, значительно перегретога над температурой кристаллизации, даже при скоростях охлаждения, характерных для обычных способов литья (порядка 1-10 °С/с), и небольших сечениях заготовки ($1 \cdot 10^{-2}$ - $1 \cdot 10^{-1}$ м), вследствие значительного перепада температуры между металлом и окружающей средой в объеме сплава возникают разные условия охлаждения, что приводит к формированию неоднородной структуры литой заготовки [8]. Постоянное магнитное поле с индукцией B порядка $1 \cdot 10^{-1}$ - $1 \cdot 10^0$ Тл модифицирует структуру сплавов, в том числе алюминиевых, тем существеннее, чем больше разница температур в объеме охлаждающегося расплава. Особенно эффективно магнитное поле влияет на железосодержащие фазы, изменяя их количество, форму и концентрацию компонентов в них [9, 10].

Целью данной работы является установление рациональных режимов воздействия термовременной обработки расплава и постоянного магнитного поля на охлаждающийся металл для повышения однородности и дисперсности литой структуры проводникового низколегированного сплава алюминия типа АВЕ с содержанием железа и кремния до 1,0 % (ГОСТ 20967-75), выплавленного из вторичного сырья (алюминиевой проволоки).

Образцы сплава диаметром 14 мм были получены переплавом шихты в печи сопротивления и выдержки в течение 10 мин при температурах 820 °С (ТВО 1) и 950 °С (ТВО 2). После проведения ТВО тигли со слитками вынимались из печи и охлаждались на воздухе (температура воздуха 20 °С). Металл затвердевал со скоростью ~ $1 \cdot 10^0$ °С/с, без (контрольные образцы) и под воздействием постоянного магнитного поля с индукцией $B = 0,1; 0,25; 0,5; 0,75$ и 1,0 Тл на охлаждающийся и затвердевающий расплав. Для осуществления воздействия магнитного поля тигли с расплавом помещались в зазор электромагнита. Шлифы образцов металла подвергались травлению 1 % раствором плавиковой кислоты в смеси спирта и воды. Металлографические исследования проводились на микроскопе МЕТАМ-Р1. Фазы сплава идентифицировались по форме и окрашиванию.

Структура шихты представляла основу из α -твердого раствора алюминия и компактных включений упрочняющей фазы β (AlFeSi) с размерами 1-13 мкм разных оттенков (различие в цвете фаз обусловлено неравномерным распределением компонентов в них [11]). В объеме α -твердого раствора алюминия отсутствовали

выделения в межзеренных пространствах. Количество включений в шихте было на уровне $5,54 \cdot 10^3 \text{ мм}^{-2}$, из них 12 % с размерами 5 и более мкм (рис. 1).

Условия охлаждения слитков, подвергнутых различным режимам ТВО, в период их охлаждения от температуры ТВО до температуры кристаллизации характеризовались безразмерным числом Фурье, показывающем темп изменения содержания тепла в объеме [12].

Значения данного числа составили для ТВО 1 $Fo = 0,4$, для ТВО 2 – $Fo = 0,8$. Таким образом, в результате увеличения перегрева расплава над температурой кристаллизации темп охлаждения металла возрос вдвое. Разные перегревы металла и режимы отвода тепла от расплава привели к формированию в контрольных образцах существенных отличий. Макроструктура слитков, полученных после ТВО 1, была однородная. В случае с ТВО 2, в металле образовались 2 зоны: 1 – боковая, 2 – центральная (рис. 2).

Зоны в структуре слитка занимали по 50 % пространства по отношению к площади шлифа.

При микроскопическом анализе структуры слитка с ТВО 1 установлено, что переплав существенно изменил структуру металла шихты, полученную в результате термообработки. Структура литого сплава состояла из зерен α -твердого раствора алюминия, а включения $\beta(\text{AlFeSi})$ -фазы были в основном сосредоточены в межзеренных пространствах (до 90 %) и только $\sim 10\%$ находилось внутри зерен алюминия. Общее количество включений $\beta(\text{AlFeSi})$ -фазы составляло $5,49 \cdot 10^3 \text{ мм}^{-2}$. По сравнению с шихтовым материалом доля включений с размерами 5 мкм и более возросла до 30 %. Одновременно максимальный размер $\beta(\text{AlFeSi})$ -фазы уменьшился до 10 мкм. Кроме того, изменился фазовый состав сплава – образовались участки, обогащенные $\alpha(\text{AlFeSi})$ -фазой скелетообразного вида и игольчатыми выделениями FeAl_3 (рис. 3).

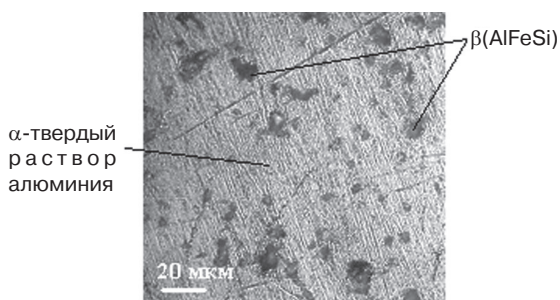


Рис. 1. Структура шихты

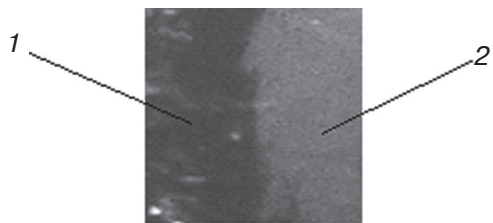


Рис. 2. Зоны в структуре слитка полученного при ТВО 2 (укрупнение 4)

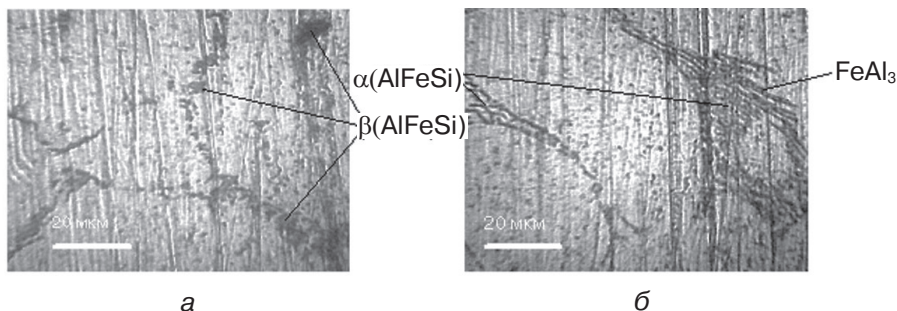


Рис. 3. Структура сплава (ТВО 1): а – участок, обогащенный включениями $\beta(\text{AlFeSi})$ -фазы; б – участок, обогащенный включениями $\alpha(\text{AlFeSi})$ -фазы и FeAl_3

Появление новых фаз ($\alpha(\text{AlFeSi})$ и FeAl_3) обусловлено уменьшением количества $\beta(\text{AlFeSi})$ -фазы и, вероятно, также снижением растворимости железа и алюминия в основе литого сплава по сравнению с термообработанным.

В результате микроскопического анализа структуры слитка, полученного в условиях ТВО 2, выявлено, что структура зоны 1 (см. рис. 2) состояла из зерен α -твердого раствора алюминия и включений $\alpha(\text{AlFeSi})$ -фазы скелетообразного вида. Структура зоны 2 представляла собой компактные включения $\beta(\text{AlFeSi})$ -фазы на фоне α -твердого раствора алюминия (рис. 4), что было аналогично структуре термообработанного материала шихты (см. рис. 1).

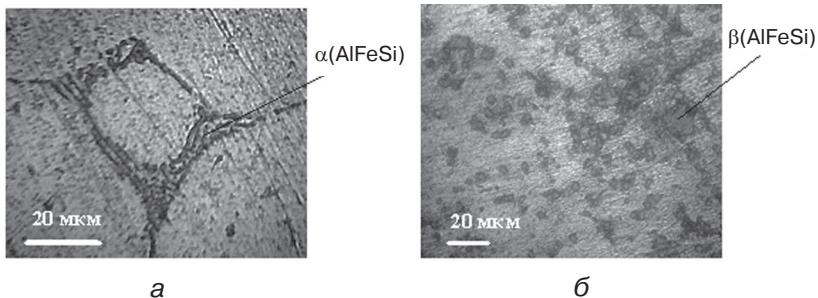


Рис. 4. Структура зон слитка (ТВО 2): а – боковой; б – центральной

Отсутствие включений FeAl_3 в боковом объеме слитка при ТВО 2 вероятно обусловлено тем, что это соединение по сравнению с другими фазами сплава имеет самую высокую температуру плавления (655°C), на его образование требуется соответственно в 1,2 и 1,5 раза больше железа, чем для $\alpha(\text{AlFeSi})$ - и $\beta(\text{AlFeSi})$ -фаз [11]. Следовательно, для разрушения микрогруппировок, обогащенных железом в расплаве, которые служат базой для формирования фазы FeAl_3 в твердом сплаве, требуется больше энергии. Увеличение температуры обработки расплава способствует усреднению состава компонентов в микрогруппировках. В результате в боковой зоне находились включения $\alpha(\text{AlFeSi})$ -фазы, занимающей промежуточное положение между FeAl_3 и $\beta(\text{AlFeSi})$ -фазой по содержанию железа и кремния. Температура образования этой фазы 628°C , что меньше, чем у FeAl_3 , но больше, чем у $\beta(\text{AlFeSi})$ -фазы (611°C). В центральной зоне в связи с меньшей скоростью охлаждения по сравнению с периферийной зоной создались условия для протекания перитектической реакции $\text{Ж} + \alpha(\text{AlFeSi}) \rightleftharpoons \beta(\text{AlFeSi})$ и в результате выделились обособленные дисперсные включения [13]. Количество включений $\alpha(\text{AlFeSi})$ -фазы в центральной зоне было $2,62 \cdot 10^4 \text{ мм}^2$, а тех, чьи размеры превышали 5 мкм – 7%.

Наложение постоянного магнитного поля в диапазоне индукций 0,1-0,5 Тл на охлаждающийся расплав, обработанный при температуре 820°C , привело к появлению зон в структуре сплава – боковой и центральной. Структура зон была аналогична контрольному металлу, обработанному при температуре 950°C . С ростом индукции поля от 0,1 до 0,5 Тл центральная зона расширялась от 20 % пространства площади шлифа ($B = 0,1 \text{ Тл}$) до 80 ($B = 0,25 \text{ Тл}$) и 95 ($B = 0,5 \text{ Тл}$). Боковая зона соответственно уменьшалась и вместе с этим истончались межзеренные пространства, которые были заполнены $\alpha(\text{AlFeSi})$ -фазой и компактными выделениями $\beta(\text{AlFeSi})$ -фазы. Включения FeAl_3 не выявлены. С повышением индукции магнитного поля в диапазоне 0,75-1,0 Тл зоны в структуре слитков не наблюдались. Основная масса включений (до 90 %) была сосредоточена в межзеренных пространствах и представляла $\alpha(\text{AlFeSi})$ - и $\beta(\text{AlFeSi})$ -фазы. Остальные образования (~10 %) находились в зернах основы сплава в виде отдельных дисперсных включений с размерами до 10 мкм и являлись $\beta(\text{AlFeSi})$ -фазой. При этом количество $\alpha(\text{AlFeSi})$ -фазы снизилось, что выражалось в уменьшении объема стыков нескольких зерен вдвое по сравнению с контрольным металлом. Для сплава, обработанного полем с индукцией 0,75 Тл, была характерна тенденция формирования оболочек из $\alpha(\text{AlFeSi})$ -фазы толщиной до 1 мкм на поверхности зерен, а при $B = 1,0 \text{ Тл}$ – преобразования пластин скелетообразной эвтектики в дисперсные округлые выделения модифицированного вида (рис. 5).

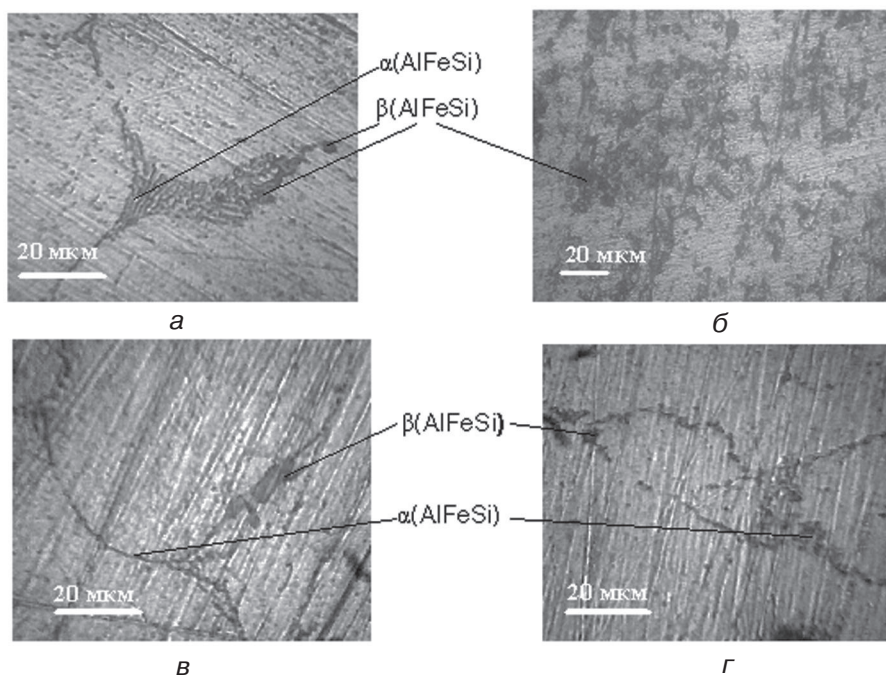


Рис. 5. Структура сплава, полученного с применением ТВО 1 и магнитного поля: а – зона 1, $B = 0,5$ Тл; б – зона 2, $B = 0,5$ Тл; в – $B = 0,75$ Тл; г – $B = 1,0$ Тл

Таким образом, при перегреве расплава до $820\text{ }^{\circ}\text{C}$ и воздействии магнитного поля с индукцией $0,25\text{--}0,50$ Тл в период охлаждения в $80\text{--}95\%$ объема слитка формируется однородная литая структура без применения перемешивания, идентичная термообработанному сплаву. Наложение магнитного поля уменьшило максимальный размер упрочняющей фазы по сравнению с шихтовым сплавом в 2,6 раза. Соответственно, для $0,25$ и $0,50$ Тл число включений с размером $5\text{ }\mu\text{m}$ было 9 и 8 %. Количество включений упрочняющей фазы составило $1,63 \cdot 10^4\text{ }\mu\text{m}^{-2}$ ($B = 0,25$ Тл) и $2,95 \cdot 10^4\text{ }\mu\text{m}^{-2}$ ($B = 0,5$ Тл).

Применение термовременной обработки расплава при температуре $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ в комплексе с воздействием постоянного магнитного поля привело к следующим изменениям в литой структуре металла по сравнению с контрольным. Наложение магнитного поля с $B = 0,1$ Тл вызвало распространение центральной зоны примерно на 95 % поверхности шлифа слитка. В боковой зоне количество включений $\beta(\text{AlFeSi})$ -фазы увеличилось до 3 раз, а объем межзеренных пространств, занятых $\alpha(\text{AlFeSi})$ -фазой, уменьшился в 2 раза. В центральной зоне слитка выделения упрочняющей фазы приобрели однородное окрашивание, диапазон их размеров составил $1\text{--}5\text{ }\mu\text{m}$, количество возросло до $3,32 \cdot 10^4\text{ }\mu\text{m}^{-2}$, а число включений, имевших максимальный размер ($5\text{ }\mu\text{m}$), составило 6 % (рис. 6, а, б).

Увеличение индукции магнитного поля до $0,25$ Тл привело к сокращению величины зоны 2. В результате боковая и центральная зоны занимали по 50 % поверхности шлифа. Поле с $B = 0,5$ Тл привело к формированию однородной структуры сплава. Это выражалось в наложении структуры зон друг на друга – на фоне зеренной структуры, характерной для зоны 1, присутствовали компактные обособленные включения зоны 2. Структура сплава, подвергнутого обработке по режиму ТВО 2 и полем с $B = 0,75$ Тл, была аналогична структуре сплава в зоне 1, полученного по схеме ТВО 1 и $B = 0,5$ Тл. Применение ТВО 2 в комплексе с $B = 1,0$ Тл дало структуру аналогичную металлу при ТВО 1 и $B = 0,75$ Тл.

Поскольку имелось сходство по влиянию на структуру металла режимов ТВО 1 и ТВО 2 при определенных значениях индукции магнитного поля, а для ТВО 1 был выявлен интервал значений B , дающих возможность получения структуры литого

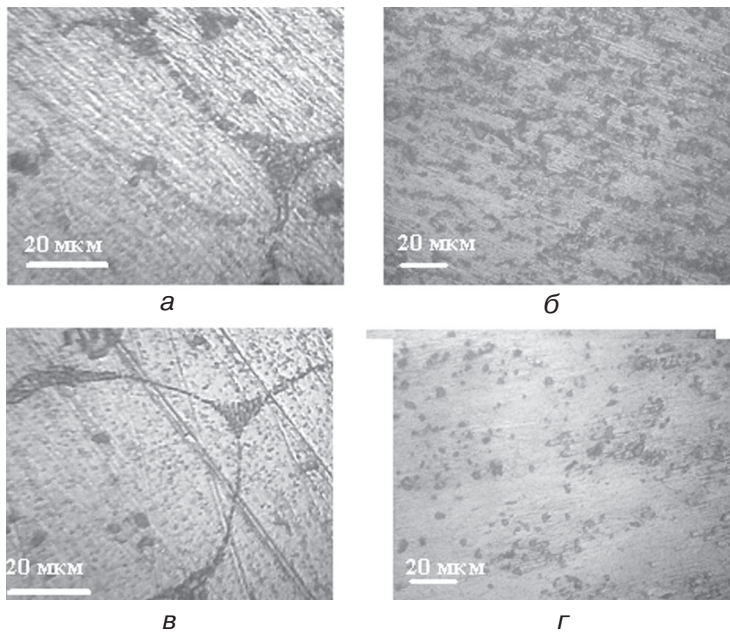


Рис. 6. Структура сплава, полученного при ТВО 2: а – зона 1, $B = 0,10$ Тл; б – зона 2, $B = 0,10$ Тл; в – зона 1, $B = 0,15$ Тл; г – зона 2, $B = 0,15$ Тл

металла на ~90 % поверхности шлифа, характерной для термообработанного, то с целью определения вероятно существующего диапазона индукции поля и для ТВО 2, вызывающего аналогичный эффект, были проведены исследования сплава, обработанного полем при индукции B меньше $0,25$ и больше $0,10$ Тл.

В результате установлено, что искомый диапазон составлял $0,10$ - $0,15$ Тл. Структура сплава, полученного в режиме ТВО 2 и $B = 0,15$ Тл, характеризовалась обширной зоной 2 (~95 % поверхности шлифа), размытой границей между зонами и узкими межзеренными пространствами зоны 1, занятыми дисперсными образованиями $\alpha(\text{AlFeSi})$ -фазы, которая стремилась сформировать тонкие оболочки (до 1 мкм) на поверхности зерен (рис. 6, в, г). Количество $\alpha(\text{AlFeSi})$ -фазы в межзеренных пространствах было аналогично сплаву, обработанному полем с $B = 0,10$ Тл. Число включений упрочняющей фазы составило $2,71 \cdot 10^{-4}$ мм², значительно снизилась доля включений максимальных размеров с размерами 5 мкм – до 1 %. Некоторое уменьшение количества включений упрочняющей фазы по сравнению с вариантом $B = 0,1$ Тл может быть связано с увеличением растворимости компонентов в зернах основы сплава.

Модифицирование структуры сплава постоянным магнитным полем обусловлено перераспределением компонентов между фазами сплава. Это происходило вследствие возникновения микромагнитогидродинамических течений, инициированных локальным действием электромагнитной силы. Электромагнитная сила вызвана взаимодействием токов, протекающих в зоне между жидким окружающим расплавом и переохлажденной кристаллизующейся фазой (эффект Зеебека [14]), с внешним магнитным полем. Проявление электромагнитного действия на характер распределения компонентов аналогично повышению температуры расплава при ТВО. Магнитное поле в период охлаждения сплава преимущественно действовало на микрообласти, обогащенные железом (ферромагнитным веществом). В результате влияния поля так же произошло рассеяние железа, прежде всего в микрizonaх, являвшихся базой для формирования фазы FeAl_3 , и усреднение содержания компонентов в объеме металла. Параллельно имел место процесс выравнивания температуры охлаждающегося расплава. Поскольку все

фазы сплава содержали железо, то они подвергались воздействию поля тем больше, чем больше его количество в фазе. В результате растущие зародыши железо-содержащих фаз размывались локальными микротечениями и преимущество для формирования получала $\beta(\text{AlFeSi})$ -фаза с самыми низкими температурой плавления и содержанием железа из трех рассмотренных. Эта фаза, в свою очередь, становилась дисперснее с увеличением индукции поля. Рост индукции поля до 0,75-1,0 Тл подавлял формирование $\beta(\text{AlFeSi})$ -фазы в зернах α -твердого раствора алюминия вследствие размывания так же и ее зародышей, рассеяния вещества в объеме расплава и вытеснения его в межзеренные пространства растущими кристаллами основы. В межзеренных объемах возникал избыток железа и кремния, что обуславливало выделение $\alpha(\text{AlFeSi})$ -фазы и в меньшей степени $\beta(\text{AlFeSi})$ -фазы. Для формирования FeAl_3 условия были неблагоприятные из-за достаточно равномерного распределения железа и повышенного содержания кремния (количество железа в $\alpha(\text{AlFeSi})$ - и $\beta(\text{AlFeSi})$ -фазах отличается незначительно – в 1,1 раза, а FeAl_3 может растворить меньше 1 % кремния, что на порядок меньше, чем упомянутые фазы [11]). Появление аналогичных эффектов в сплаве, подвергнутому воздействию ТВО 2, но при более низких значениях индукции магнитного поля по сравнению с ТВО 1, обусловлено меньшей вязкостью расплава – в 1,3 раза и меньшими размерами микронеоднородностей.

Таким образом, наложение магнитного поля на расплав, обработанный при температуре 820 °С (границной для разрушения наследственности строения шихты), охлаждающийся в условиях $F_0 = 0,4$, приводит к изменениям в литой структуре слитка, характерным для более высокотемпературной обработки (близкой к микрогетерогенному состоянию расплава). Установлено, что магнитное поле, наложенное на охлаждающийся расплав в диапазоне индукций 0,25-0,50 Тл, дает возможность получить литую структуру проводникового сплава алюминия, аналогичную структуре термообработанного металла в 80-95 % объема слитка при увеличении количества включений упрочняющей фазы в 5 раз по сравнению с шихтовым материалом. Вместе с тем, магнитное поле измельчает и модифицирует фазы в межзеренных пространствах во всем диапазоне исследованных индукций, устраняя образование игольчатых включений.

Действие магнитного поля на охлаждающийся жидкий сплав, обработанный при температуре 950 °С и охлажденный в условиях выраженного неравномерного отвода тепла ($F_0 = 0,8$), дает возможность получения литой структуры, аналогичной термообработанной, но при меньших значениях индукции поля – 0,10-0,15 Тл по сравнению с ТВО 820 °С. Количество включений упрочняющей фазы возрастает до 6 раз в сравнении со структурой использованной шихты.

В итоге установлено, что совместное действие ТВО расплава и магнитного поля на охлаждающийся расплав преобразует структуру литого металла в аналогичную термообработанному материалу для ТВО 820 °С – $B = 0,25-0,50$ Тл ($F_0 = 0,4$) и ТВО 950 °С – $B = 0,10-0,15$ Тл ($F_0 = 0,8$).

В результате анализа полученных данных определено, что благодаря наличию диапазона значений индукции магнитного поля, при которых изменяется структура сплава, имеется возможность увеличения толщины слитка, помещенного в зазор магнита, поскольку индукция магнитного поля снижается при удалении от полюсов. Также выяснено, что в технологическом процессе получения литых заготовок можно компенсировать снижение температуры ТВО расплава действием постоянного магнитного поля, а меньшую индукцию поля – повышением температуры ТВО.

Выяснено, что постоянное магнитное поле в интервале индукций 0,10-1,0 Тл изменяет фазовый состав межзеренных пространств алюминиевого сплава аналогично повышению температуры ТВО с 820 до 950 °С. Это выражается в предотвращении образования игольчатой фазы FeAl_3 .

Установлено, что постоянное магнитное поле модифицирует пластинчатую

$\alpha(\text{AlFeSi})$ -фазу. При ТВО 820 °С и $B = 0,75$ Тл проявляется тенденция формирования оболочек толщиной до 1 мкм на поверхности зерен, а при $B = 1,0$ Тл происходит преобразование пластин в дисперсные округлые включения. В сплаве, выдержанном при температуре 950 °С, $\alpha(\text{AlFeSi})$ -фаза образует оболочки вокруг зерен в магнитном поле с $B = 0,15$ и 1,0 Тл.

Отмечено, что в сплаве, полученном в условиях ТВО = 950 °С и диапазоне индукций магнитного поля 0,10-0,15 Тл, происходило уменьшение примерно в 2 раза объема межзеренных пространств, занятых $\alpha(\text{AlFeSi})$ -фазой, по сравнению со всеми остальными изученными образцами сплава.

Механизм действия магнитного поля на структуру сплава связан с возникновением микромагнитогидродинамических течений, примыкающих к формирующимся фазам при охлаждении сплава и обусловленных действием электромагнитной силы, возникающей вследствие взаимодействия электротока, вызванного термоэлектрическим эффектом, с внешним магнитным полем.



Список литературы

1. Амонов И. Т., Обидов З. Р., Ганиев И. Н. Сплавы алюминия с железом, РЗМ и элементами подгруппы галлия. Структура, физико-химические и механические свойства сплавов. – LAP LAMBERT Academic Publishing, 2012. – URL: <http://www.lap-publishing.com>. – 256 с.
2. Сидельников С. Б., Довженко Н. Н., Горбунов Ю. А., Горбунов Д. Ю., Лопатина Е. С., Соколов Р. Е. Разработка новых технологий комбинированной обработки силуминов // Вестник Сибирского государственного аэрокосмического университета. – 2006. – С. 233-235.
3. Сухоруков Г. И. Повышение комплекса физико-механических свойств полуфабрикатов из низколегированного алюминиевого сплава: автореф. дис. к.т.н.: 05. 02. 01. – Братск. – 1984.
4. Баталин Г. И., Казимиров В. П., Дмитрук Б. Ф. Структура и электросопротивление жидкого алюминия. / Известия АН СССР. Металлы. – 1972. – № 1. – С. 88-94.
5. Бродова И. Г., Попель П. С., Поленц И. В., Чикова О. А. Влияние гомогенизирующей термической обработки расплава на структуру быстрозакаленных алюминиевых сплавов // Литейное производство. – 1994. – №1. – С. 20-22.
6. Крушенко Г. Г., Шпаков В. И. Оптимизация режима термической обработки силумина в жидком состоянии // Литейное производство. – 1975. – № 1. – С. 14-15.
7. Котлярский Ф. М, Белик В. И. Качество отливок после термовременной обработки алюминиево-кремниевых сплавов // Литейное производство. – 1985. – № 6. – С. 9-11.
8. Аристова Н. А., Колобнев И. Ф. Термическая обработка литейных алюминиевых сплавов. – М.: Металлургия, 1977. – 144 с.
9. Дубоделов В. И., Середенко В. А., Середенко Е. В., Косинская А. В., Набока Е. А. Воздействие слабого постоянного магнитного поля на литую структуру сплава алюминия с железом и кремнием // Процессы литья. – 2013. – № 2. – С. 40-50.
10. Середенко Е. В., Дубоделов В. И., Середенко В. А., Хоружий В. Я. Структура и свойства литых сплавов системы Al-Si составов типа ВАЛ, обработанных постоянным магнитным полем при затвердевании // Процессы литья. – 2013. – № 6.
11. Буйнов Н. Н., Мальцев М. В., Фридляндер И. Н. Алюминиевые сплавы. Металловедение алюминия и его сплавов. Справочное руководство. – М.: Металлургия, 1971. – 352 с.
12. Лехович А. И., Жидких В. М. Расчеты теплового режима твердых тел. – М.: Энергия, 1976. – 352 с.
13. Сидорин И. И. Алюминий и его сплавы. – М.: Машпром, 1959. – 72 с.
14. Li Xi, Ren Z., Gagnoud A., Budenkova O., Bojarevics A., Fautrelle Y. Thermo-electric motions and structures generated by static magnetic fields during the solidification of metallic alloys // Journal of Iron and Steel Research International. – 2012. – 19, suppl. 1. – pp. 9-18.



References

1. Amonov I. T., Obidov Z. R., Ganiev I. N. (2012) Splavy alyuminiya s zhelezom, RZM i elementami podgruppy galliya. Struktura, fiziko-khimicheskie i mekhanicheskie svoystva splavov [Aluminum-iron alloys, RZM and elements of gallium subgroup. The structure, physicochemical and mechanical properties of the alloys.]. LAP LAMBERT Academic Publishing. URL: <http://www.lap-publishing.com>. [in Russian].
2. Sidelnikov S. B., Dovzhenko N. N., Gorbunov Yu. A., Gorbunov D. Yu., Lopatina Ye. S., Sokolov R. Ye. (2006) Razrabotka novykh tekhnologiy kombinirovannoy obrabotki siluminov [The development of new treatment technologies combined silumins]. Vestnik Sibirskogo gosudarstvennogo aerokosmicheskogo universiteta, pp. 233-235. [in Russian].
3. Sukhorukov G. I. (1984) Povyshenie kompleksa fiziko-mekhanicheskikh svoystv polufabrikatov iz nizkolegirovannogo alyuminievogo splava [Increasing the complex physical and mechanical properties of low-alloy semi-finished products from aluminum alloy]. (PhD Thesis), Bratsk. [in Russian].
4. Batalin G. I., Kazimirov V. P., Dmitruk B. F. (1972) Struktura i elektrosoprotivlenie zhidkogo alyuminiya [The structure and the electrical resistance of the liquid aluminum]. Izvestiya AN SSSR. Metally, no. 1, pp. 88-94. [in Russian].
5. Brodova I. G., Popel P. S., Polents I. V., Chikova O. A. (1994) Vliyanie gomogeniziruyushchey termicheskoy obrabotki rasplava na strukturu bystrozakalennykh alyuminievyykh splavov [Impact of homogenizing heat treatment on the structure of rapidly quenched aluminum alloys]. Liteynoe proizvodstvo, no. 1, pp. 20-22. [in Russian].
6. Krushenko G. G., Shpakov V. I. (1975) Optimizatsiya rezhima termicheskoy obrabotki silumina v zhidkom sostoyanii [Optimization of heat treatment in a liquid state silumin]. Liteynoe proizvodstvo, no. 1, pp. 14-15. [in Russian].
7. Kotlyarskiy F. M., Belik V. I. (1985) Kachestvo otlivok posle termovremennoy obrabotki alyuminievo-kremnievyykh splavov [The quality of castings after heat treatment time and the aluminum-silicon alloys]. Liteynoe proizvodstvo, no. 6, pp. 9-11. [in Russian].
8. Aristova N. A., Kolobnev I. F. (1977) Termicheskaya obrabotka liteynykh alyuminievyykh splavov [Heat treatment of cast aluminum alloys]. Moscow: Metallurgiya, 144 p. [in Russian].
9. Dubodelov V. I., Seredenko V. A., Seredenko Ye. V., Kosinskaya A. V., Naboka Ye. A. (2013) Vozdeystvie slabogo postoyannogo magnitnogo polya na lituyu strukturu splava alyuminiya s zhelezom i kremniem [The impact of a weak static magnetic field in the cast aluminum alloy structure with iron and silicon]. Protsessy litya, no. 2, pp. 40-50. [in Russian].
10. Seredenko Ye. V., Dubodelov V. I., Seredenko V. A., Khoruzhiy V. Ya. (2013) Struktura i svoystva litykh splavov sistemy Al-Cu sostavov tipa VAL, obrabotannykh postoyannym magnitnym polem pri zatverdevanii [The structure and properties of cast alloys of Al-Cu-type compounds VAL treated with constant magnetic field during solidification]. Protsessy litya, no. 6. [in Russian].
11. Buynov N. N., Maltsev M. V., Fridlyander I. N. (1971) Alyuminievye splavy. Metallovedenie alyuminiya i ego splavov. Spravochnoe rukovodstvo [Aluminium alloys. Aluminum metallurgy and its alloys. Reference manual]. Moscow: Metallurgiya, 352 p. [in Russian].
12. Pekhovich A. I., Zhidkikh V. M. (1976) Raschety teplovogo rezhima tverdykh tel [Calculations of the thermal regime of solids]. Moscow: Energiya, 352 p. [in Russian].
13. Sidorenko I. I. (1959) Alyuminiy i ego splavy [Aluminium and its alloys]. Moscow: Mashprom, 72 p. [in Russian].
14. Li Xi, Ren Z., Gagnoud A., Budenkova O., Bojarevics A., Fautrelle Y. (2012) Thermo-electric motions and structures generated by static magnetic fields during the solidification of metallic alloys // Journal of Iron and Steel Research International. 19, suppl. 1, pp. 9-18. [in Russian].

Поступила 16.02.2017