

УДК 538.65:536.421.4:538

**В. И. Дубоделов, В. А. Середенко, Е. В. Середенко,
А. В. Косинская, Е. А. Набока**

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

ВОЗДЕЙСТВИЕ СЛАБОГО ПОСТОЯННОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА ЛИТУЮ СТРУКТУРУ СПЛАВА АЛЮМИНИЯ С ЖЕЛЕЗОМ И КРЕМНИЕМ

Установлено, что под воздействием слабого постоянного магнитного поля, наложенного на охлаждающийся и затвердевающий сплав алюминия, содержащего железо и кремний, происходит перераспределение компонентов сплава между зернами основы и межзеренными пространствами. Определено, что магнитное поле сложным образом влияет на изменение размеров зерен основы, а также размеров, количества и формы включений железосодержащих фаз. Выяснено, что слабое постоянное магнитное поле способствует изменению фазового состава сплава, что отображается на величине микротвердости различных зон отдельных зерен сплава.

Ключевые слова: сплав алюминия, слабое постоянное магнитное поле, литая структура, железосодержащие фазы, микротвердость.

Встановлено, що під впливом слабого постійного магнітного поля, накладеного на сплав алюмінію з залізом і кремнієм, який охолоджується і твердне, відбувається перерозподіл компонентів сплаву між зернами основи і межзеренними просторами. Визначено, що магнітне поле складним чином впливає на зміну розмірів зерен основи, а також розмірів, кількості і форми включень залізовмісних фаз. З'ясовано, що слабке постійне магнітне поле сприяє зміні фазового складу сплаву, що відображається на величині микротвердості різних зон окремих зерен сплаву.

Ключові слова: сплав алюмінію, слабке постійне магнітне поле, лита структура, залізовмісні фази, микротвердість.

It was found, that under the influence of weak constant magnetic field superimposed on the cooling and solidifying aluminum alloy containing iron and silicon, alloy components redistribution between the grains and grain spaces took place. It was determined, that the magnetic field influences on change of the matrix grain sizes, as well as the size, number and shape of inclusions with iron by complex way. It was found, that weak magnetic field lead to change the phase composition of the alloy and it is connect with the microhardness of various zones of the individual grains of the alloy.

Keywords: aluminum alloy, weak constant magnetic field, cast structure, phases with iron, microhardness.

Алюминий и ряд его сплавов благодаря высокой электропроводности, небольшой плотности, меньшей стоимости по сравнению с более дефицитной медью и ее проводниковыми сплавами [1], а также значительным природным запасам алюминия [2] широко используются в электротехнике. Технический алюминий (АД0) и электротехнический алюминий (преимущественно А5Е) широко применяют для изготовления проводов, кабелей, шнуров, шин, кабелей и труб. Алюминиевые проводниковые сплавы имеют то же назначение, что и электротехнический алюминий и используются при необходимости обеспечения более высокой прочности, сопротивления ползучести и других специальных требований [1]. Поскольку добавки элементов в алюминий снижают его электропроводность, то проволоку делают из технического алюминия (марок А5Е, А7Е) или низколегированных сплавов, в частности марки АВЕ [2]. Для повышения прочности материалов из алюминия в их состав вводится железо. Кремний также присутствует в этих материалах, поскольку является основной примесью алюминия [3]. Содержание железа и кремния в электротехническом алюминии и его низколегированных проводниковых сплавах соответственно составляет, в %: АД0 – до 0,3; А5Е – до 0,18-0,35 и 0,1 (ГОСТ 11069-2001); АВЕ – до 0,4-0,7 и 0,45-0,6 (ГОСТ 20967-75).

При одновременном присутствии железа и кремния в структуре сплава могут образовываться фазы $FeAl_3$, $\alpha(AlFeSi)$, $\beta(AlFeSi)$ – табл. 1. Вследствие неравномерного распределения железа в сплавах могут присутствовать фазы с его различным содержанием [7]. Фаза $FeAl_3$ выделяется по границам зерен, образуя длинные тонкие иглообразные кристаллы [6], $\beta(AlFeSi)$ – в форме грубых игольчатых выделений, резко снижающих пластические свойства металла [3]. В структуре сплавов фаза $\alpha(AlFeSi)$ кристаллизуется в виде скелетообразных включений [6]. Для свойств сплавов алюминия наиболее благоприятной формой железосодержащих включений является дисперсная скелетообразная, компактная или глобулярная [8].

Таблица 1. Характеристики железосодержащих фаз в сплавах алюминия с железом и кремнием

Фаза	Образование в структуре сплава	Температура образования фазы, °С	Состав фазы, %
$FeAl_3$	эвтектическая реакция $Ж \rightleftharpoons FeAl_3 + \alpha_{Al}$ [4]	655 [4]	40,83 Fe, 59,17 Al [4]
$\alpha(AlFeSi)$	перитектическая реакция $Ж + FeAl_3 \rightleftharpoons \alpha(AlFeSi)$ [5] или непосредственно из жидкости [6]	628 [5]	32,12 – 32,45 Fe, 8,41 – 10,32 Si [4]
$\beta(AlFeSi)$	перитектическая реакция $Ж + \alpha(AlFeSi) \rightleftharpoons \beta(AlFeSi)$ [5] или непосредственно из жидкости [6]	611 [5]	26,65 – 27,18 Fe, 13,82 – 14,93 Si [4]

Для уменьшения отрицательного влияния железосодержащих фаз игольчатой формы на свойства алюминиевых сплавов при их производстве используются технологические приемы, направленные на измельчение включений – ускоренное охлаждение [3], легирование сплава титаном [8], изменение морфологии $\beta(AlFeSi)$ -фазы на компактную сплошную или компактную скелетообразную модифицированием сплавов марганцем, хромом, никелем, ванадием, молибденом, кобальтом, бериллием [3, 8].

При производстве сплавов алюминия, к которым предъявляются высокие требования по содержанию примесей, необходимо постоянное обновление возврата и

применение специального инструмента при плавке [9], поскольку в процессе плавки содержание железа и кремния увеличивается из-за взаимодействия с огнеупорной футеровкой и стальным плавильным инструментом [3]. Очистка алюминия от железа фильтрованием и другими способами является трудоемкой и дорогостоящей процедурой. Предприятия, производящие металлический алюминий с повышенным содержанием железа, в связи с реализацией низкосортного алюминия по низким ценам терпят убытки. Поэтому разработка сплавов на основе системы алюминий-железо с повышенным содержанием железа является актуальной задачей [10]. Количество железа в таких сплавах составляет 0,2-3,0 %, они рассматриваются как перспективные электротехнические, коррозионностойкие конструкционные и акустодемпфирующие материалы [11-13]. Основными направлениями повышения свойств таких материалов является легирование цирконием [2], РЗМ, элементами подгруппы галлия [11-13], а также применение внешних воздействий на жидкий и кристаллизующийся сплав, в том числе постоянного магнитного поля [14, 15]. При исследовании действия слабого магнитного поля с индукцией (В) 0,1 и 0,2 Тл на структуру сплава Al – 0,4 % Fe, полученного полунепрерывным методом литья, отмечалось изменение морфологии зерен сплава от столбчатых к разветвленным со вторичными ветвями [14]. Однако при этом не уделялось внимания включениям в межзеренных пространствах сплава. Результаты по изучению действия сильного постоянного магнитного поля (В = 12 Тл) на сплав алюминия с 2,89 % Fe, полученного литьем в изложницы [15], указывают на измельчение фазы $FeAl_3$, ее равномерное распределение по образцам и ориентацию кристаллов перпендикулярно постоянному магнитному полю. В работе не приведены сведения о морфологии включений железосодержащей фазы и ее размерах. Согласно данным работы [16] обработка затвердевающего непрерывнолитого слитка сплава АЛ 4 (8,0 – 10,5 % Si, до 0,9 % Fe) слабым постоянным магнитным полем с В = 0,045; 0,090; 0,135; 0,180; 0,225 и 0,275 Тл привела к подавлению образования включений кремния и фазы AlMnSiFe при В \geq 0,1 Тл и истончению эвтектики. Отмечалось также увеличение микротвердости зерен α -твердого раствора алюминия под воздействием постоянного магнитного поля, что связывалось с увеличением содержания в нем марганца, кремния и железа. Однако не приведены зависимости микротвердости отдельных зерен сплава, в частности, их различных зон, от величины индукции магнитного поля.

Таким образом, остается недостаточно изученным вопрос о влиянии слабого постоянного магнитного поля на фазы кристаллизующихся сплавов алюминия с железом, содержащих небольшие добавки (до 1,0 %) кремния. Недостаточно отображены количественные характеристики воздействия постоянного магнитного поля на структурные составляющие сплавов алюминия, в частности, системы алюминий-железо. Также не приведены данные по изменению микротвердости отдельных зерен алюминиевых сплавов в зависимости от индукции магнитного поля, наложенного на сплав в период его охлаждения и затвердевания.

Целью данной работы было изучение действия слабого постоянного магнитного поля с индукцией 0,1-1,0 Тл на фазы затвердевающего сплава алюминия, легированного железом с примесью кремния, и микротвердость различных зон отдельных зерен сплава, охлажденного и закристаллизованного в условиях, характерных для обычных способов литья.

Исследовали сплав алюминия с 1,0 % Fe и 0,3 % Si. Содержание в сплаве других примесей не превышало 0,05 %. Сплав выплавляли в лабораторной печи электро-сопротивления в алундовом тигле, затем после термовременной обработки при 850 °С в течение 10 мин помещали в зазор электромагнита, где он охлаждался и затвердевал со скоростью ~ 1 °С/с под воздействием горизонтального магнитного поля с индукцией 0,10; 0,25; 0,5; 0,75 и 1,00 Тл. В контрольных экспериментах ток

Новые литые материалы

в обмотку электромагнита не подавали. Литую структуру образцов сплава изучали на травленных шлифах (в 1 %-ный раствор фтороводородной кислоты в смеси этилового спирта (30 %) и дистиллированной воды (70 %)) на микроскопах для металлографических исследований METAM – P1 и Neophot – 2. Микротвердость различных зон отдельных зерен сплава (центр зерна, 1/3, 1/2, 2/3 расстояния от центра зерна, периферия зерна – на расстоянии ~ 5 мкм от его границы) измеряли на приборе ПМТ-3.

Литая структура сплава Al-Fe-Si представляла собой зерна α -твердого раствора алюминия и находящиеся в межзеренном пространстве игольчатые включения FeAl_3 , а также отдельные образования $\beta(\text{AlFeSi})$ -фазы (с длиной l и толщиной b), рис. 1, табл. 2.

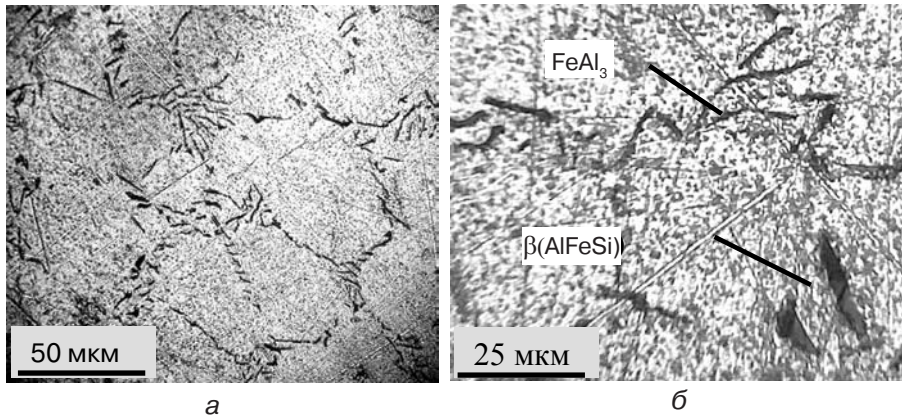


Рис. 1. Структура сплава Al - 1,0 % Fe - 0,3 % Si: а – зерна и межзеренные пространства в литой структуре сплава; б – включения FeAl_3 и $\beta(\text{AlFeSi})$

Таблица 2. Характеристики литой структуры сплава Al - 1,0 % Fe - 0,3 % Si, полученного без и под воздействием слабого постоянного магнитного поля

Индукция магнитного поля, Тл	Средний размер зерна, мкм	Включения фаз в структуре сплава				
		FeAl_3		$\beta(\text{AlFeSi})$		$\alpha(\text{AlFeSi})$
		$l_{\min} - l_{\max}$, мкм	$b_{\min} - b_{\max}$, мкм	$l_{\min} - l_{\max}$, мкм	$b_{\min} - b_{\max}$, мкм	l, b , мкм
0	$70,2 \pm 9,1$	3 – 25	≤ 1	20 – 70	2 – 4	-
0,10	$64,9 \pm 8,0$	3 – 22	≤ 1	3 – 12	3 – 5	~ 1
0,25	$58,4 \pm 10,5$	3 – 16	≤ 1	5 – 12	3 – 5	~ 1
0,50	$84,4 \pm 11,5$	3 – 15	≤ 1	10 – 15	5 – 8	~ 1
0,75	$82,7 \pm 9,2$	3 – 19	≤ 1	3 – 12	3 – 5	~ 1
1,00	$62,5 \pm 6,7$	3 - 55	2	5 – 12	3 – 8	-

При наложении постоянного магнитного поля на охлаждающийся и затвердевающий сплав средний размер его зерен существенно не изменился по сравнению с контрольным сплавом (рис. 1, а; 2; табл. 2). Измельчение зерен произошло при $B = 0,10$ Тл в 1,08 раза, при $B = 0,25$ Тл – в 1,20 раз и $B = 1,00$ – в 1,12 раз, а укрупнение при $B = 0,50$ Тл – в 1,2 раза и $B = 0,75$ Тл – в 1,18 раз. Анализ литых структур образцов исследуемого сплава, полученных в условиях влияния магнитного поля, показал, что в их межзеренном пространстве при $B = 1,00$ Тл (как и в случае $B = 0$ Тл) присутствуют фазы FeAl_3 и $\beta(\text{AlFeSi})$, а при $0,10 \text{ Тл} \leq B \leq 0,75 \text{ Тл}$

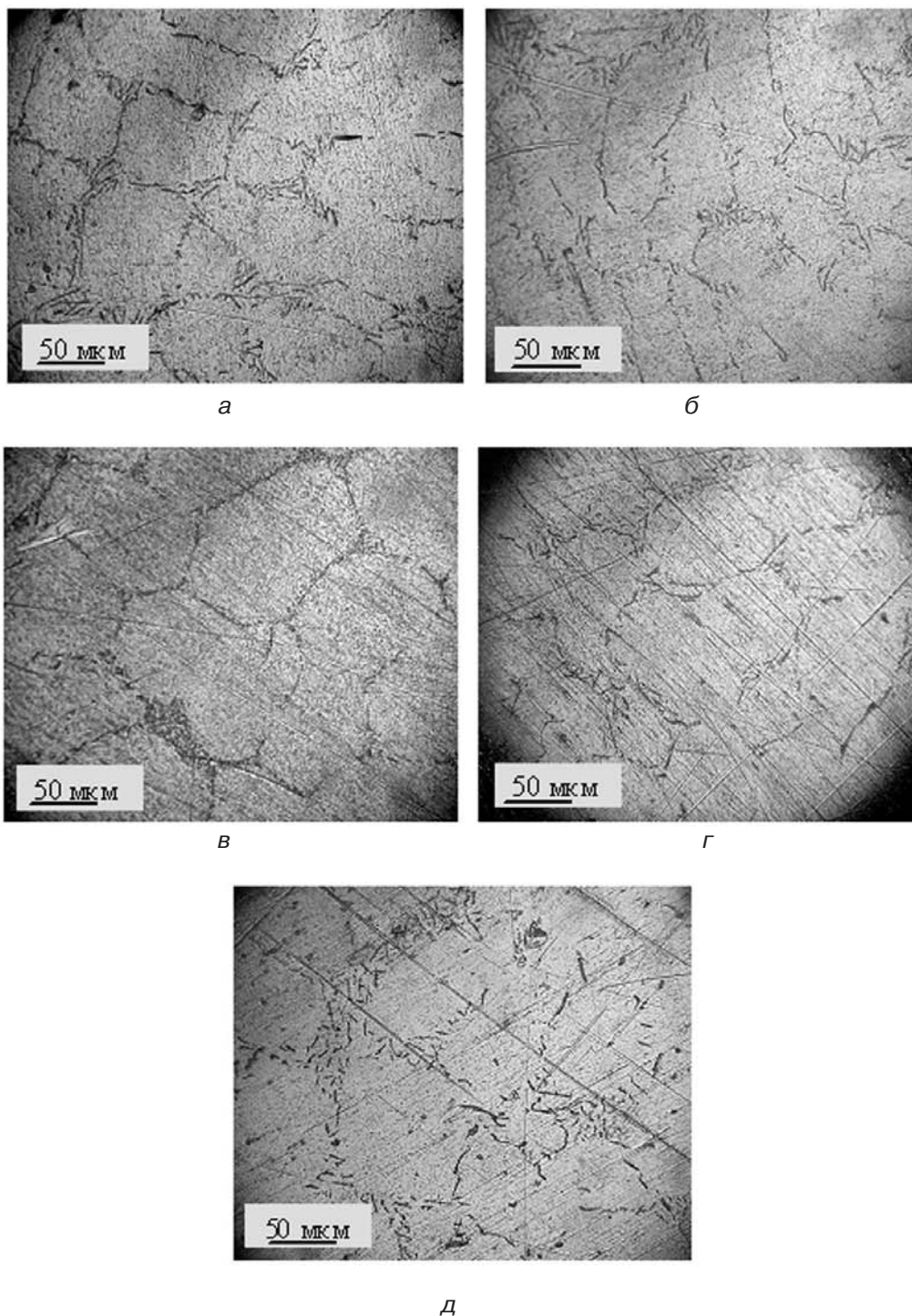


Рис. 2. Зерна и межзеренные пространства в структуре сплава Al - 1,0 % Fe - 0,3 % Si, полученного под воздействием слабого постоянного магнитного поля: а – В = 0,10 Тл; б – В = 0,25 Тл; в – В = 0,50 Тл; г – В = 0,75 Тл; д – В = 1,00 Тл

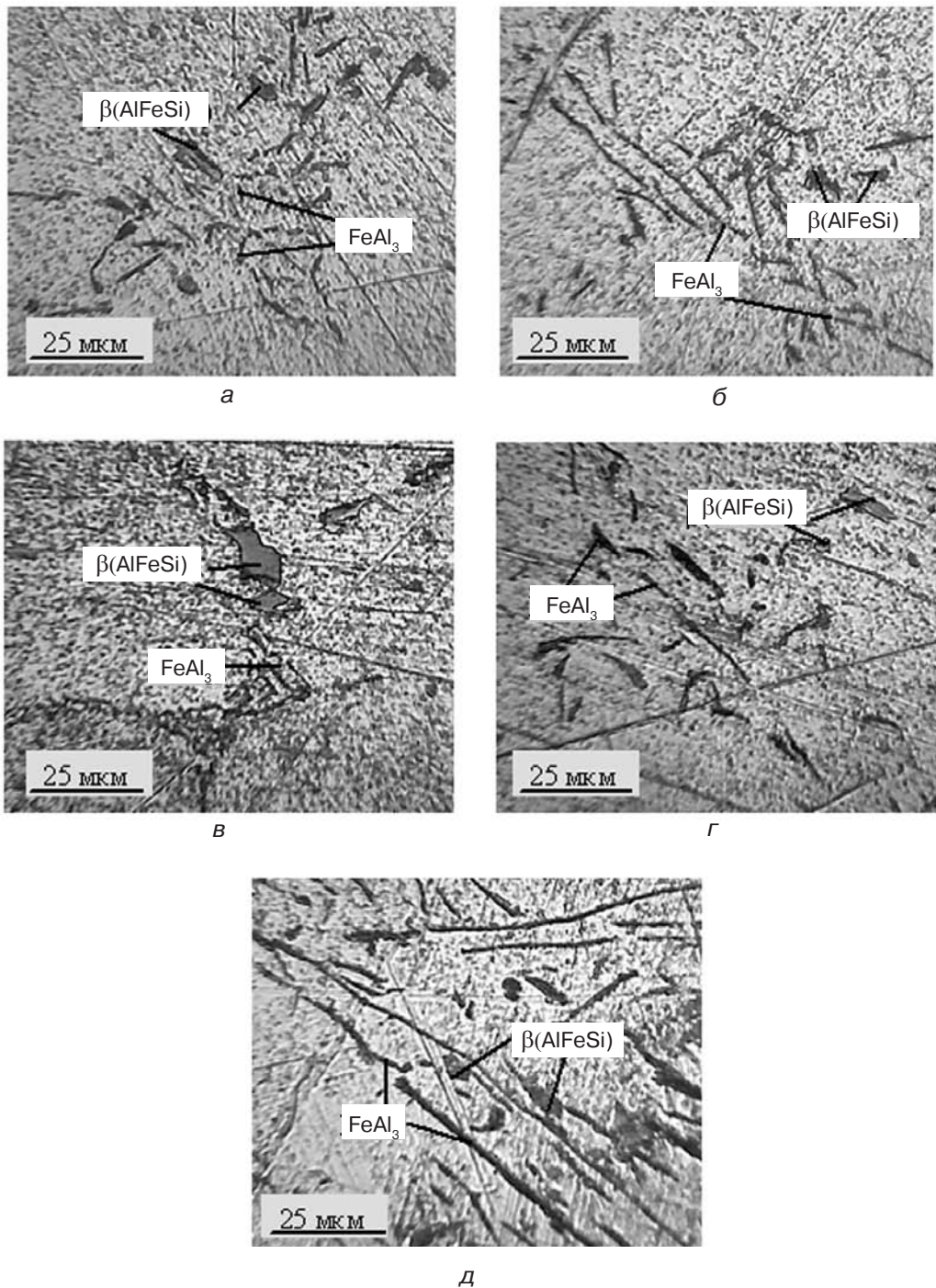


Рис. 3. Участки межзеренного пространства с включениями FeAl_3 и $\beta(\text{AlFeSi})$ в структуре сплава Al - 1,0 % Fe - 0,3 % Si, полученного под воздействием слабого постоянного магнитного поля: а – $B = 0,10$ Тл; б – $B = 0,25$ Тл; в – $B = 0,50$ Тл; г – $B = 0,75$ Тл; д – $B = 1,00$ Тл

кроме указанных фаз дополнительно возникает $\alpha(\text{AlFeSi})$ -фаза. На рис. 1, б и 3 показаны участки межзеренного пространства с фазами FeAl_3 и $\beta(\text{AlFeSi})$. Рис. 4 иллюстрирует участки $\alpha(\text{AlFeSi})$ -фазы, которая в сплаве, обработанном магнитным полем с индукцией 0,10; 0,25 и 0,75 Тл, образуется в виде оболочек, окружающих отдельные зерна (рис. 4, а, б, г). В сплаве, охлажденном и затвердевшем в поле с $B = 0,50$ Тл, $\alpha(\text{AlFeSi})$ -фаза имеет две модификации – в виде оболочек и дисперсных включений (рис. 4 в, е).

Включения FeAl_3 под воздействием слабого постоянного магнитного поля изменили свои размеры (рис. 3, табл. 2). Максимальная длина этих включений уменьшилась в сплаве, обработанном магнитным полем с $B = 0,10 - 0,75$ Тл, в 1,1-1,7 раза. Наложение на сплав магнитного поля с индукцией 1,00 Тл вызвало увеличение длины максимальных включений более чем вдвое. Воздействие постоянного магнитного поля привело к изменению (как у контрольного сплава) игольчатой формы $\beta(\text{AlFeSi})$ -фазы на удлиненную, с меньшим значением l и большим значением b включений, а также компактную (рис. 3, табл. 2). Количество включений этой фазы возросло до 4 раз для $B = 0,25$ и 0,75 Тл, и до 5 раз – для $B = 1,00$ Тл. Исключением являлся сплав, обработанный магнитным полем с индукцией 0,50 Тл, в его структуре наблюдались единичные включения $\beta(\text{AlFeSi})$ -фазы. В структуре сплава алюминия оболочки $\alpha(\text{AlFeSi})$ -фазы имели толщину при $B = 0,50$ Тл ~ 1 мкм, $B = 0,10$ Тл $\sim 1-2$ мкм, $B = 0,25$ и 0,75 Тл $\sim 1-3$ мкм (рис. 4, д). Площадь зон поверхности шлифа, на которых располагалась $\alpha(\text{AlFeSi})$ -фаза в виде оболочек, составляла $\sim 7\%$ ($B = 0,10$ Тл), $\sim 6\%$ ($B = 0,25$ Тл), $\sim 4\%$ ($B = 0,50$ Тл) и $\sim 2\%$ ($B = 0,75$ Тл) от общей площади шлифов сплавов. Определили, что при $B = 0,50$ Тл количество игольчатых включений FeAl_3 резко сократилось (более чем на $\sim 90\%$). В структуре сплава преобладала $\alpha(\text{AlFeSi})$ -фаза в виде дисперсных компактных включений (рис. 4, е; табл. 2).

Изменения, произошедшие в структуре сплава **Al - 1,0 % Fe - 0,3 % Si** под воздействием постоянного магнитного поля, вероятно, связаны с перераспределением компонентов между зернами основы и межзеренными пространствами. Сопоставление литых структур (рис. 1-4), данных табл. 1 и результатов по измерению микротвердости зерен сплава (рис. 5), которая, в частности, зависит от содержания компонентов в фазе [17], указывает на взаимосвязь между изменениями, происходящими с железосодержащими фазами, для формирования которых необходимо различное содержание в межзеренном пространстве железа и кремния, и соответствующим уровнем микротвердости исследованных зон отдельных зерен сплава. Появление в структуре сплава при наложении постоянного магнитного поля с индукцией 0,01; 0,25 и 0,75 Тл дополнительных дисперсных включений $\beta(\text{AlFeSi})$ -фазы и участков $\alpha(\text{AlFeSi})$ -фазы наряду с уменьшением микротвердости половины или большего числа изученных зон отдельных зерен сплава может быть связано с увеличением количества железа и кремния в межзеренном пространстве за счет его сокращения в зернах сплава. Неоднородность распределения этих компонентов в сплаве, возможно, повлияла на их распределение между фазами – для формирования $\alpha(\text{AlFeSi})$ -фазы необходимо больше железа, но меньше кремния, чем для $\beta(\text{AlFeSi})$ -фазы (см. табл. 1).

В магнитном поле с индукцией 0,50 Тл усилился процесс перераспределения компонентов – преобладание в структуре сплава $\alpha(\text{AlFeSi})$ -фазы и наибольшее снижение микротвердости всех зон зерен сплава (рис. 1-5) может быть связано с ростом содержания железа и кремния в межзеренном пространстве по сравнению с другими образцами сплава. Для образования $\alpha(\text{AlFeSi})$ -фазы необходимо меньше железа, чем для FeAl_3 , но требуется и кремний. Отношение количества железа к кремнию в исследуемом сплаве составляет $\sim 3,3$; в $\alpha(\text{AlFeSi})$ -фазе соотношение этих компонентов $\sim 3,8$, в $\beta(\text{AlFeSi})$ -фазе $\sim 1,8$ (см. табл. 1). Вероятно, концентрация железа и кремния в сплаве так же повлияла на предпочтительное возникновение

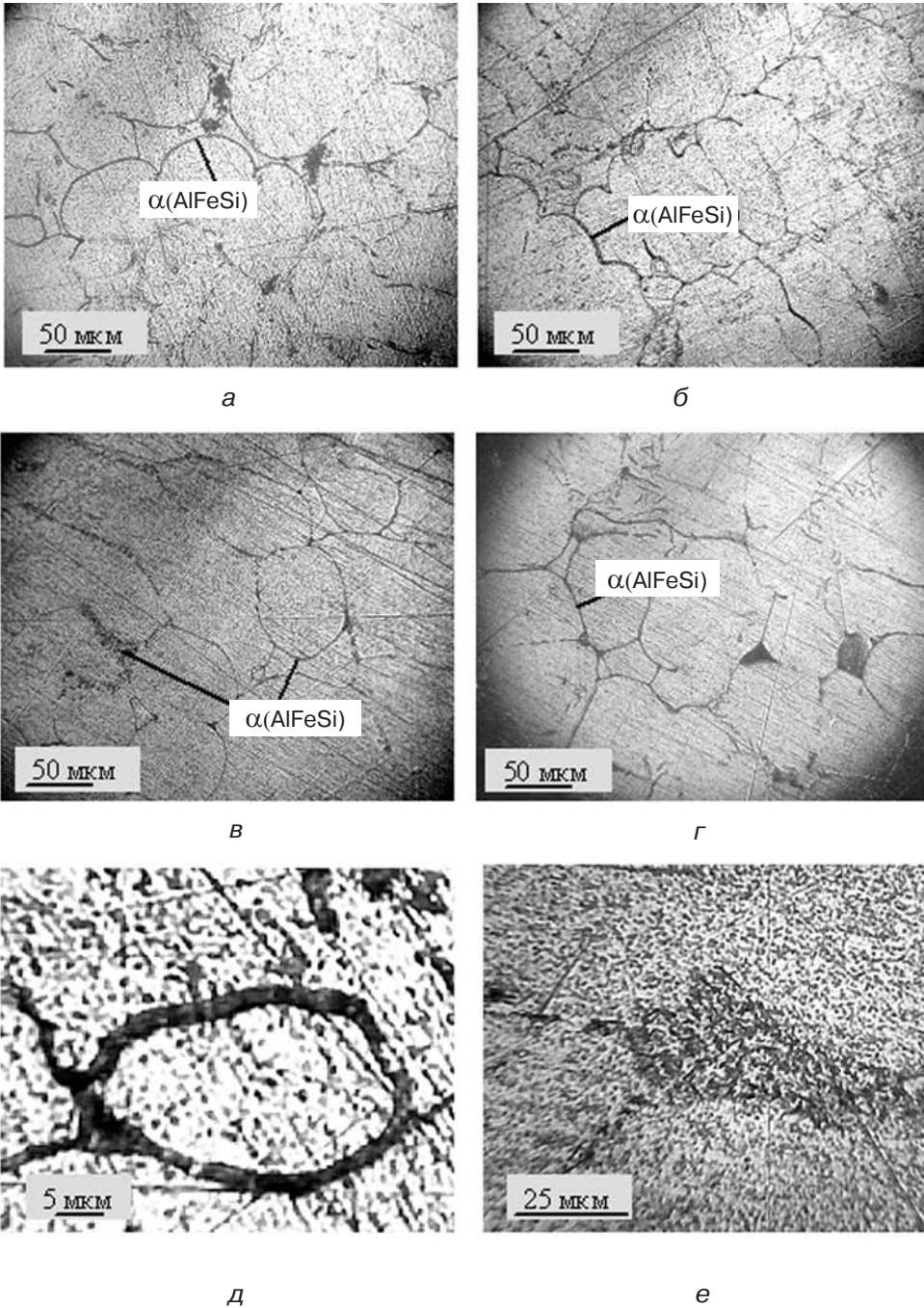


Рис. 4. Участки $\alpha(\text{AlFeSi})$ -фазы в литой структуре сплава Al - 1,0 % Fe - 0,3 % Si, полученного под воздействием слабого постоянного магнитного поля: а – $B = 0,10$ Тл; б – $B = 0,25$ Тл; в – $B = 0,50$ Тл; г – $B = 0,75$ Тл; д – характерная структура $\alpha(\text{AlFeSi})$ -фазы в виде сплошной оболочки; е – $\alpha(\text{AlFeSi})$ -фаза в сплаве в виде дисперсных включений, $B = 0,50$ Тл

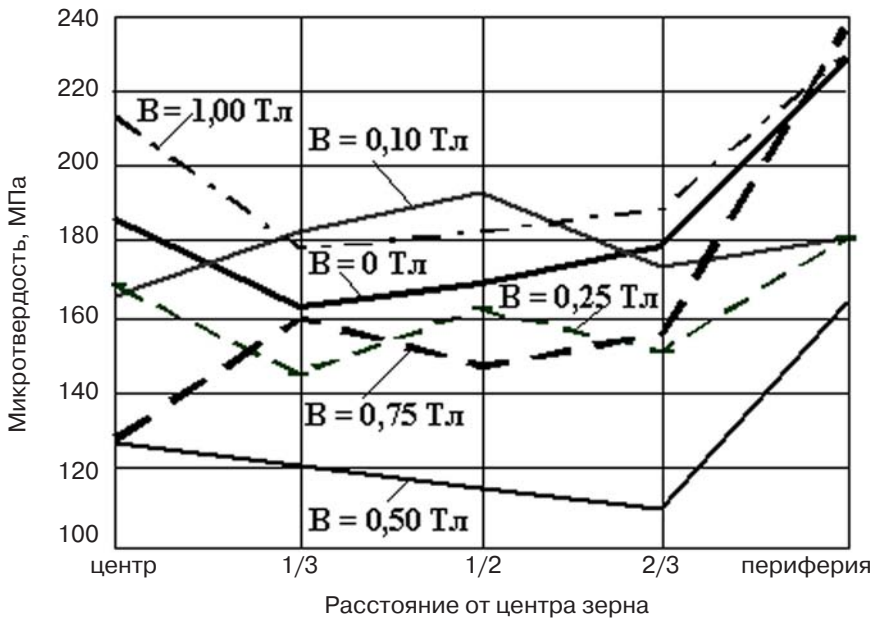


Рис. 5. Изменение микротвердости в зонах зерен сплава Al - 1,0 % Fe - 0,3 % Si под воздействием слабого постоянного магнитного поля

$\alpha(\text{AlFeSi})$ -фазы в сплаве. Наличие небольшого количества участков на поверхности шлифов, занятых FeAl_3 (менее 10 %), и единичных включений $\beta(\text{AlFeSi})$ -фазы, возможно, обусловлено неоднородностью распределения компонентов в сплаве.

Увеличение размеров включений FeAl_3 , количества включений $\beta(\text{AlFeSi})$ -фазы в сплаве, подвергнутом воздействию магнитного поля с индукцией 1,00 Тл, а также микротвердости его зерен, по сравнению со сплавом, затвердевшим без воздействия постоянного магнитного поля (см. рис. 1, 3, 5; табл. 2), может быть связано с уменьшением количества железа и кремния в межзеренном пространстве. Вероятно, при отсутствии кремния в локальной зоне межзеренного пространства образуются более крупные включения FeAl_3 , а при уменьшении содержания железа – более крупные, чем при других значениях индукции магнитного поля, включения $\beta(\text{AlFeSi})$ -фазы.

Таким образом, изменения в литой структуре сплава алюминия, содержащего железо и кремний, под воздействием постоянного магнитного поля связаны с перераспределением компонентов между зернами основы и межзеренными пространствами, что также отображается на величине микротвердости исследованных зон отдельных зерен сплава. Действие слабого постоянного магнитного поля на структурные составляющие затвердевающего сплава и его микротвердость носит сложный характер. Такие результаты согласуются с полученными ранее данными по влиянию слабого постоянного магнитного поля на содержание меди в зернах сплава алюминия [18] и объясняют противоречивые сведения, приведенные в разных источниках, по влиянию сильного постоянного магнитного поля на растворимость магния (которая увеличивалась по одним данным или уменьшалась по другим) в зернах алюминиевого сплава [19, 20]. Выяснено, что под влиянием слабого постоянного магнитного поля с индукцией 0,25 Тл происходит наибольшее измельчение зерен сплава, при 0,50 Тл – их наибольшее укрупнение ~ 17 % по сравнению со сплавом, не обработанным магнитным полем. Включения $\beta(\text{AlFeSi})$ -фазы под воздействием поля ($B = 0,10-1,00$ Тл) изменили форму с игольчатой ($l/b = 5,0-17,5$) на компактную и удлиненную ($l/b = 1,0-4,0$), их длина уменьшилась более чем в 4 раза. Выявлено, что под воздействием постоянного магнитного поля $0,10 \text{ Тл} \leq B \leq 0,75 \text{ Тл}$ происходит

уменьшение длины включений FeAl_3 (в 1,1-1,7 раза), а при $B = 1,00$ Тл – увеличение их длины до 2,2 раза. Установлено, что магнитное поле с $B = 0,50$ Тл способствовало формированию дисперсных включений $\alpha(\text{AlFeSi})$ -фазы вместо FeAl_3 и $\beta(\text{AlFeSi})$ -фаз. Определено, что появление в структуре сплава $\alpha(\text{AlFeSi})$ -фазы, измельчение включений $\beta(\text{AlFeSi})$ -фазы или резкое сокращение их количества сопровождается уменьшением микротвердости зерен сплава алюминия ($B = 0,10$ - $0,75$ Тл), укрупнение включений FeAl_3 и $\beta(\text{AlFeSi})$ -фазы – увеличением микротвердости всех зон отдельных зерен сплава ($B = 1,00$ Тл).

Перспектива дальнейших исследований заключается в определении методом микрорентгеноспектрального анализа зависимости содержания железа и кремния в зернах и межзеренных пространствах сплава алюминия от величины индукции слабого постоянного магнитного поля, наложенного на сплав при его охлаждении и затвердевании, а также проведении исследований по изучению действия слабого постоянного магнитного поля и разных скоростей охлаждения на фазы сплава Al-Fe-Si, температуру их затвердевания и темп охлаждения.



Список литературы

1. Воронцова П. А., Маслов В. В., Пешков И. Б. Алюминий и алюминиевые сплавы в электротехнических изделиях. – М.: Энергия, 1971. – 280 с.
2. Прохоров А. Ю. Исследование и разработка технологии плавки и литья термостойкого алюминиевого сплава с добавкой циркония с целью получения слитков для электротехнического применения: Дис. . . . канд. техн. наук. – М., 2011. – 120 с.
3. Производство отливок из сплавов цветных металлов / А. И. Курдюмов, М. В. Пикунов, В. М. Чурсин и др. – М.: Металлургия, 1986. – 416 с.
4. Буйнов Н. Н., Мальцев М. В., Фридляндер И. Н. Алюминиевые сплавы. Металловедение алюминия и его сплавов: Справочник. – М.: Металлургия, 1971. – 352 с.
5. Сидорин И. И. Алюминий и его сплавы. – М.: Машпром, 1959. – 72 с.
6. Мальцев М. В., Барсукова Т. А., Борин Ф. А. Металлография цветных металлов и сплавов. – М.: Металлургиздат, 1960. – 372 с.
7. Аристова Н. А., Колобнев И. Ф. Термическая обработка литейных алюминиевых сплавов. – М.: Металлургия, 1977. – 144 с.
8. Строганов Г. Б., Ротенберг В. А., Гершман Г. Б. Сплавы алюминия с кремнием. – М.: Металлургия, 1977. – 272 с.
9. Особенности получения качественных отливок из высокопрочного алюминиевого сплава АМ 4,5 Кд (ВАЛ 10) / В. И. Муравьев, В. И. Якимов, М. А. Заплетин и др. // Литейщик России. – 2003. – № 1. – С. 9-14.
10. Обидов З. Р. Коррозия алюминиево-железных сплавов, легированных галлием, индием и таллием: Дис. . . . канд. техн. наук. – Душанбе, 2009. – 137 с.
11. Пат. 200500820 Таджикистан, МКИ С22С 21/00(2006.01). Сплав на основе алюминия / И. Т. Амонов. – Опубл. 29.12.2006, Бюл. № 6.
12. Коррозия сплава Al + 2,18 % Fe, легированного галлием / З. Р. Обидов, И. Н. Аниев, И. Т. Амонов и др. // Физико-химия поверхности и защита материалов. – 2011. – Т. 47, № 5. – С. 541-544.
13. 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. – Веб-сайт: <http://www.lap-publishing.com>, 2012. – 256 с.
14. Formation of Twinned Lamellas with the Application of Static Magnetic Fields During Semicontinuous Casting of Al-0.24 wt. % Fe alloy / L. Li, Y. Zhang, C. Esling et. el. // J. Cryst. Growth. – 2009. – Vol. 311, № 11. – P. 3211-3215.
15. Van C., Han Yi., Ba Q. Action of Magnetic Field on Morphology and Distribution Al_3Fe Phase