

**Е. В. Середенко, В. И. Дубоделов, В. А. Середенко,
В. Я. Хоружий**

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЛИТЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Cu СОСТАВОВ ТИПА ВАЛ, ОБРАБОТАННЫХ ПОСТОЯННЫМ МАГНИТНЫМ ПОЛЕМ ПРИ ЗАТВЕРДЕВАНИИ

Определено влияние постоянного магнитного поля, наложенного на охлаждающийся и затвердевающий сплав системы Al-Cu, на распределение легирующих и примесных компонентов между его зернами, межзеренными пространствами двух зерен и стыками нескольких зерен. Установлены значения индукции магнитного поля, способствующие увеличению содержания меди в зерне. Выявлено, что магнитное поле усиливает тенденцию измельчения зерна сплава с ростом скорости охлаждения. Выяснено, что наиболее эффективно измельчение зерна, повышение твердости и стойкости к межкристаллитной коррозии происходило при индукции магнитного поля 0,1 Тл.

Ключевые слова: сплав алюминия, постоянное магнитное поле, зерна, межзеренные пространства, твердость, глубина межкристаллитной коррозии.

Визначено вплив постійного магнітного поля, яке накладено на сплав системи Al-Cu, що охолоджується і твердне, на розподіл легуючих і домішкових компонентів між його зернами, міжзеренними просторами двох зерен і стилями декількох зерен. Встановлені значення індукції магнітного поля, що сприяють збільшенню вмісту міді в зерні. Виявлено, що магнітне поле підсилює тенденцію подрібнення зерна сплаву зі збільшенням швидкості охолодження. З'ясовано, що найбільш ефективно подрібнення зерна, підвищення твердості і стійкості до міжкристалітної корозії мало місце при індукції магнітного поля 0,1 Тл.

Ключові слова: сплав алюмінію, постійне магнітне поле, зерна, міжзеренні простори, твердість, глибина міжкристалітної корозії.

Action of constant magnetic field imposed on cooling and solidified alloy of Al-Cu system on distribution of alloying and admixture components between its grains, spacing between two grains and units of some grains was investigated. Values of magnetic field flux densities led to copper content increasing in the grain were defined. It was established, that magnetic field increased of tendency to the alloy's grains dispersing with grows of cooling speed. It was founded, that the most disperse, hardness and resistance to intergranular corrosion realized under of 0,1 T magnetic field flux density.

Keywords: aluminum alloy, constant magnetic field, grains, intergranular spacing, hardness, depth on the intergranular corrosion.

Сплавы алюминия с медью являются базовыми для III группы литейных алюминиевых сплавов (содержание Cu ~ 4,5 %). Содержание меди в сплавах системы Al-Cu не должно превышать 5,5 %, так как избыточные фазы CuAl₂ охрупчивают сплавы при 20 °С, а при повышенных температурах способствуют развитию диффузионной пластичности, резко снижая их жаропрочность. При содержании меди в сплаве ниже 4,0 % прочность сплава при 20 °С недостаточна [1]. Содержание меди в зернах сплава Al-Cu меньше, чем общее ее содержание в сплаве. Так, при концентрации 5 % Cu в бинарном сплаве Al-Cu в зоне зерен ее количество определено на уровне ~ 1,9 % [2]. Вероятно, основная ее часть сосредотачивается в межзеренном пространстве. Высокопрочные литейные сплавы на основе Al-Cu типа ВАЛ широко применяются в авиастроении. Основой структуры сплавов яв-

ляются α -твердый раствор Cu в Al и эвтектика из Al и CuAl_2 . Для повышения литейных и механических свойств в сплавы Al-Cu вводятся марганец, титан, кадмий, серебро, цирконий и др. Распад пересыщенного твердого раствора в процессе старения приводит к образованию упрочняющей наноразмерной метастабильной θ' фазы. Легирование двойного алюминиевого сплава рядом элементов повышает устойчивость мелкодисперсной фазы θ' при комнатной и высоких температурах [3]. В частности, сплав ВАЛ 10 был создан за счет легирования кадмием (0,07-0,25 %, ГОСТ 1583 - 93), а ВАЛ 14 содержит 0,04-0,12 % Cd. Этот элемент позволяет увеличить объемную долю и плотность выделения упрочняющей θ' фазы, но является высокотоксичным, поэтому указанные сплавы экологически небезопасны при выплавке, литье и переплавах. Сплавы III группы типа ВАЛ являются высокопрочными с повышенной пластичностью, однако по коррозионной стойкости они уступают сплавам других групп [3].

Свойства сплавов на основе Al-Cu типа ВАЛ упрочняют термообработкой, длительность и сложность этого процесса зависят от литой структуры сплава. Детали, отлитые в песчаные формы, из-за более грубой структуры, чем отлитые в кокиль, требуют большего времени выдержки (на 20-25 %) при нагреве под закалку [3].

Сплав ВАЛ 10 характеризуется повышенными требованиями к содержанию примесей Fe-0,1 (чушка) – 0,15 % (отливка) и Si (0,2 %), что приводит при его производстве к постоянному обновлению возврата и применению специальной титановой оснастки [4]. Железосодержащие фазы не растворяются при термообработке и связывают часть меди, вследствие чего она не участвует в упрочнении сплава. Так, в фазе FeAl_3 может раствориться до 6-27 % Cu (в результате образуется фаза $(\text{Fe}, \text{Cu})(\text{Al}, \text{Cu})_3$), а в соединении $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ ее содержится 32-39 % [5]. При содержании в сплаве кремния может также образовываться фаза AlCuFeSi [3] – твердый раствор Cu (5,0-22 %) в соединении AlFeSi [5]. Таким образом, в присутствии кремния могут образовываться фазы, связывающие железо и содержащие меди меньше, чем $(\text{Fe}, \text{Cu})(\text{Al}, \text{Cu})_3$ и $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$. Приведенные в работе [6] данные по растворимости меди в алюминиевых сплавах, содержащих до 15 % Cu, указывают на увеличение количества меди в зернах алюминия в присутствии в сплаве примесей Fe и Si.

Для сплавов, особенно при увеличении размеров отливок, характерно неравномерное распределение компонентов, что может привести к образованию неблагоприятных по составу и форме включений. С увеличением однородности и дисперсности структуры уменьшается вероятность образования пережога в местах скопления эвтектических фаз [3], а также увеличиваются механические свойства сплавов.

Литая структура стандартного сплава ВАЛ 10 (литье в землю), приведенная в работе [3], характеризуется тем, что дендритные ячейки α -твердого раствора алюминия имеют округлую форму, в межзеренных пространствах образуются включения пленочного типа, занимающие ~ 10,8 % площади поверхности шлифа. Такая структура сплава при его термообработке по режиму Т5 позволяет обеспечить прочность 430 МПа и твердость по Бринеллю 70, а по режиму Т6 – соответственно 450 МПа и 90 НВ.

Одним из современных способов воздействия на литую структуру сплавов, в частности системы Al-Cu, является его обработка при охлаждении и затвердевании постоянным магнитным полем. Изучается влияние постоянного магнитного поля как слабого (индукция $B < 1$ Тл) [7-9], так и сильного ($B \gg 1$ Тл) [10-15]. При этом сплавы изготавливаются из чистых компонентов, основное внимание уделяется изменению морфологии и ориентации дендритов α -твердого раствора алюминия, а также форме фазы CuAl_2 , а изменениям, происходящим в структуре, дается в основном качественная характеристика. Отмечается, что при $B \leq 1$ Тл наибольшее влияние на структуру оказывает поле с индукцией 0,5 Тл [7]. В работе [8] при рассмотрении изменений литой структуры сплава под воздействием полей $B \leq 0,3$ Тл указывается, что самое сильное воздействие на дендриты алюминия производит поле 0,1 Тл. Влияние, производимое магнитным полем на сплавы Al-Cu, по мнению авторов работы [10], зависит от содержания в них меди. В сильных магнитных полях

обнаружено увеличение содержания меди в зернах алюминия для сплава Al-1,5 % Cu [15] и Al-5,0 % Cu [2]. В сплаве с 5,0 % Cu в области на расстоянии 1/2 между границей и центром зерен концентрация меди увеличилась в ~ 1,2 ($B = 9$ Тл) и ~ 1,4 раза ($B = 12$ Тл) по сравнению со сплавом, не обработанным магнитным полем. Известны данные, касающиеся некоторых особенностей поведения сплавов в постоянном магнитном поле, которые указывают на то, что существует тенденция образования фазы с большей магнитной восприимчивостью (и подавлению – с меньшей) [16, 17]. Такие особенности были обнаружены при исследовании перехода аустенит/феррит.

Таким образом, в литом сплаве Al-Cu содержание меди в зернах значительно меньше, чем в межзеренных пространствах. Существует тенденция повышения ее количества в зернах сплава в сильном постоянном магнитном поле. Отмечены некоторые значения индукции магнитного поля, при которых наиболее сильно проявляется его воздействие.

Целью данной работы являлось установление особенностей влияния постоянного магнитного поля на характер распределения и количество легирующих компонентов (Cu, Mn, Ti, Zr) и примесей (Fe, Si) в различных зонах зерен сплава типа ВАЛ без кадмия, содержание элементов в межзеренных пространствах, размеры структурных составляющих в зависимости от скорости охлаждения и величины индукции магнитного поля, наложенного на охлаждающийся и затвердевающий сплав, его свойства, а также на определение величины индукции постоянного магнитного поля для эффективной обработки затвердевающего сплава типа ВАЛ 10 со скоростями, характерными для литья в землю и кокиль, которые приводят к повышению содержания меди в зернах сплава, обеспечивающей литую структуру, повышающую его свойства (твердость и стойкость к межкристаллитной коррозии).

Материалами для исследований служили экспериментальные сплавы, не содержащие кадмий и отличающиеся от промышленных меньшей концентрацией легирующих элементов – сплав № 1 (типа ВАЛ 14, количество компонентов, %мас.: Cu ~ 3,7; Mn ~ 0,01; Ti ~ 0,01; Zr ~ 0,01), сплав № 2 (типа ВАЛ 10: Cu ~ 5,0; Mn ~ 0,35; Ti ~ 0,02) при содержании основных примесей железа и кремния, в количестве, характерном для промышленных сплавов. В сплаве № 1 взяли пониженное содержание меди с целью определения возможности повышения ее количества в зернах сплава под воздействием магнитного поля. Пониженное количество других легирующих нивелировало их влияние на поведение меди и облегчало анализ изменений, происходящих с фазой $CuAl_2$ и фазами, которые образуются примесными компонентами.

Охлаждение и затвердевание сплавов производили под воздействием постоянного магнитного поля, создаваемого электромагнитом с С-образным сердечником и катушкой, навитой из медного провода. Индукцию магнитного поля измеряли теслоамперметром Щ4354/1. Величину индукции в зазоре электромагнита изменяли за счет величины электрического тока в катушке с помощью системы управления ее блока питания. Контроль силы тока в катушке производили гальванометром типа М4213.

Образцы сплава № 1 охлаждались и затвердевали в статических условиях со скоростью ~ 1 °С/с без и под воздействием постоянного магнитного поля с индукциями 0; 0,10; 0,25 и 0,50 Тл. Отливки из сплава № 2 затвердевали при скоростях охлаждения (v) ~ 10; 25 и 50 °С/с под воздействием магнитного поля 0; 0,1 и 0,2 Тл. В сплаве № 1 общее содержание компонентов и их количество в структурных составляющих определяли методом микрорентгеноспектрального анализа. Количество меди в межзеренных пространствах сплавов № 1 и 2 дополнительно оценивали металлографически. Литую структуру сплавов исследовали на шлифах, травленных в 1%-ном растворе фтороводородной кислоты в смеси этилового спирта (30 %) и дистиллированной воды (70 %) с помощью микроскопа для металлографических исследований МЕТАМ-Р1.

Твердость полученных сплавов определяли по ГОСТу 9012-59; испытания на межкристаллитную коррозию проводили по ГОСТу 9.021-74; оценку коррозионных поражений – по ГОСТу 9.908-85.

Структура сплава № 1 состояла из зерен α -твердого раствора алюминия с вклю-

Новые литые материалы

чениями вторых фаз в межзеренных пространствах (рис. 1). В этом сплаве распределение компонентов в зонах зерен изучали на объектах (зернах) средних размеров, составлявших $67,6 \pm 14,1$ мкм ($V = 0$ Тл) и уменьшившихся до $62,6 \pm 11,7$ мкм ($V = 0,1$ Тл), $63,4 \pm 13,2$ мкм ($V = 0,25$ Тл) и незначительно увеличившихся до $69,1 \pm 13,2$ мкм ($V = 0,5$ Тл). Как видно из табл. 1, содержание алюминия в зернах уменьшается

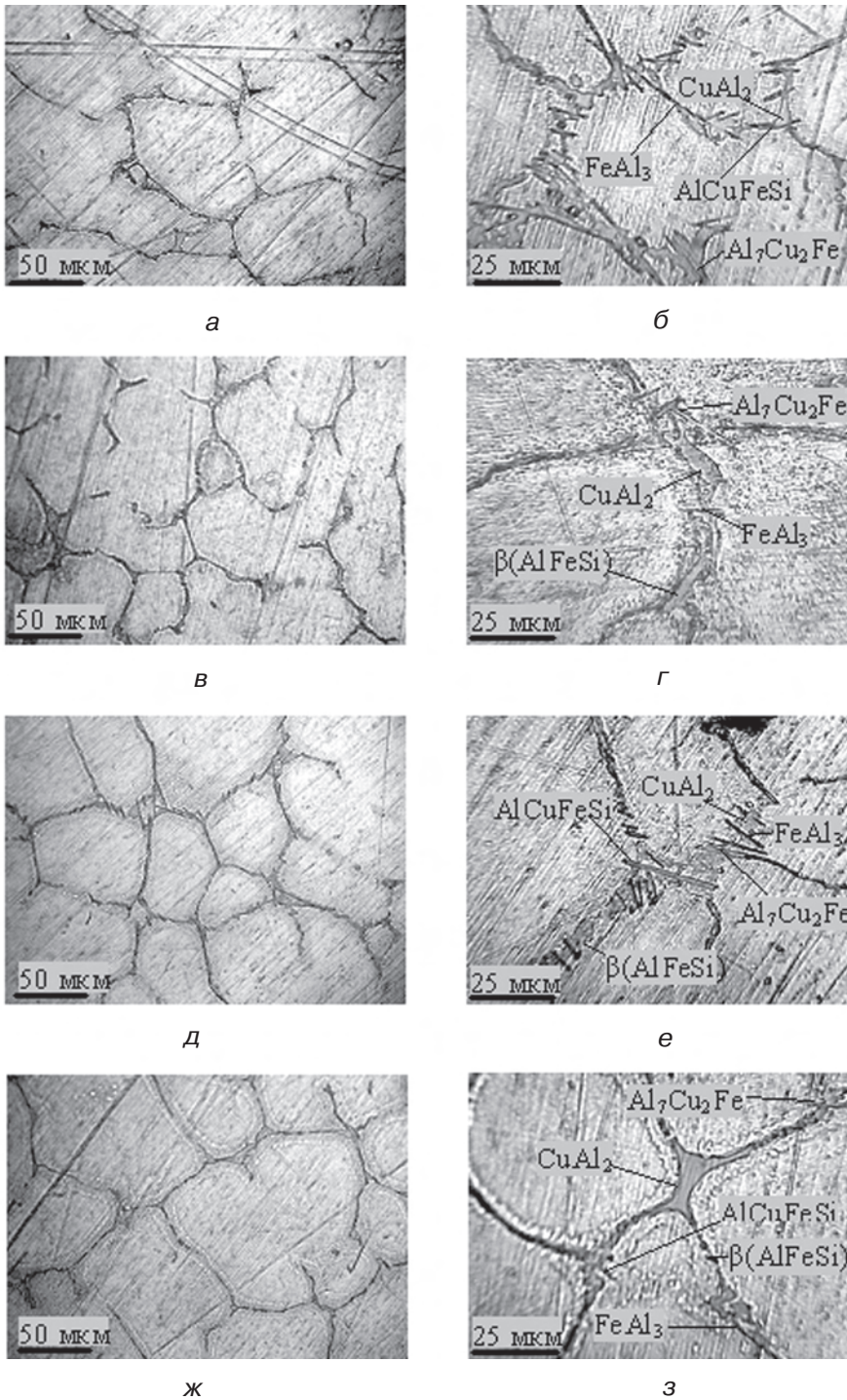


Рис. 1. Структура сплава № 1: а, в, д, ж – зерна и межзеренные пространства в литой структуре сплава; б, г, е, з – межзеренные пространства; а, б – $V = 0$ Тл; в, г – $V = 0,10$ Тл; д, е – $V = 0,25$ Тл; ж, з – $V = 0,50$ Тл

от центра к периферии. По сравнению со сплавом, не обработанным магнитным полем, под воздействием поля с индукцией 0,10 и 0,25 Тл происходит уменьшение количества алюминия во всех зонах зерна, а с индукцией 0,5 Тл – возрастание. Влияние поля усиливается в зонах, находящихся внутри областей на расстоянии $2/3$ от центра и 3 мкм до границы зерна. На границе зерна и межзеренного пространства под воздействием магнитного поля содержание алюминия изменилось – уменьшилось в 1,25 раза при $B = 0,10$ Тл; наименее – в 1,02 раза при $B = 0,50$ Тл (табл. 1).

Межзеренное пространство сплава № 1 ($B = 0$ Тл) характеризовалось большим содержанием алюминия между границ двух зерен по сравнению со стыками нескольких (табл. 1). Наложение поля на охлаждающийся сплав привело к уменьшению этого различия с 1,42 раза в контрольном сплаве до 1,13-1,23. Данное изменение количества алюминия в структурных составляющих было связано, прежде всего, с содержанием меди. В зернах сплава ее концентрация возрастала под воздействием магнитного поля с индукцией 0,10 и 0,25 Тл и уменьшалась при 0,50 Тл (табл. 1). В магнитном поле происходило перераспределение меди между всеми структурными составляющими сплава. На границе зерна и межзеренного пространства ее содержание возрастало наиболее значительно при 0,10 Тл – в 4,9 раза (в 1,4-2,1 раза – при других значениях индукции).

В межзеренном пространстве двух зерен сплава № 1 в результате влияния магнитного поля также произошло увеличение содержания меди в 1,7 ($B = 0,25$ Тл), 1,2 ($B = 0,50$ Тл) и 1,1 раза ($B = 0,10$ Тл), табл. 1. В стыках нескольких зерен под воздействием магнитного поля ее количество снизилось в 1,3 и 1,1 раза при B соответственно 0,10 и 0,25 Тл. Магнитное поле 0,5 Тл вызвало рост количества меди в данной структурной составляющей сплава (табл. 1).

По содержанию марганца и титана в зонах зерен зафиксировали микронеоднородное распределение, которое сохранилось в образцах сплава, обработанных магнитным полем (табл. 1). Установили локальное увеличение содержания марганца в зоне зерна $2/3$ от центра и пониженное количество этого компонента при $B = 0,1$ Тл по сравнению с $B = 0$ Тл в границе зерна и межзеренного пространства. В межзеренных пространствах магнитное поле уменьшило содержание марганца. Влияние поля на титан проявилось в снижении его концентрации для $B = 0,10$ и 0,50 Тл на границе зерна и межзеренного пространства и увеличении в стыках зерен в магнитном поле (табл. 1). Поведение циркония в контрольном сплаве характеризовалось его одинаковым содержанием во всех зонах структурных составляющих. Наложение магнитного поля на сплав способствовало росту микронеоднородности его распределения в зернах и их стыках ($B = 0,10$ Тл), зонах межзеренных пространств ($B = 0,50$ Тл) и во всех структурных составляющих сплава ($B = 0,25$ Тл).

Распределение основной примеси железа в сплаве, не обработанном магнитным полем, отличается неоднородностью внутри зерна – пониженным его содержанием у периферии по сравнению с центром и зонами, примыкающими к центру и границе зерна. При переходе от границы зерна к областям между двумя зернами и их стыками количество железа возрастало (см. табл. 1). Магнитное поле приводило к увеличению однородности распределения железа между зонами зерен, особенно для $B = 0,25$ Тл. При этом его содержание находилось в пределах $0,01 \leq Fe < 0,10$ %. На границе зерна и межзеренного пространства при $B = 0$ Тл происходило десятикратное увеличение содержания железа по сравнению с зоной, примыкающей к ней со стороны зерна. Под воздействием поля данное различие между концентрациями железа снизилось в 1,5 (0,10 Тл), 2,3 (0,25 Тл) и 3,2 раза (0,50 Тл). По сравнению с контрольным сплавом в зоне границы зерна и межзеренного пространства действие магнитного поля привело к уменьшению содержания железа для $B = 0,10$ и 0,25 Тл соответственно в 4,6 и 1,9 раза и незначительному увеличению его количества при $B = 0,50$ Тл. На границах двух зерен и в стыках под воздействием поля с индукцией 0,10 и 0,50 Тл количество железа снизилось, а 0,25 Тл возросло. Наибольшие изменения зафиксированы на границах двух зерен при 0,10 Тл – в 2,2 раза и в стыках при 0,50 Тл – в 26 раз.

Как показали измерения содержания кремния в сплаве №1, он неравномерно распределен в объеме образцов. Его общее содержание колебалось от $< 0,01$

Таблица 1. Содержание компонентов в зонах зерен сплава № 1 и на участках межзеренного пространства, %мас.

Элемент	В, Тл	Зоны зерна										Межзеренное пространство		
		центр	относительное расстояние от центра			расстояние до границы, мкм						граница	центр	
			1/3	2/3	3	12	9	6	3	между двумя зернами	стык нескольких зерен			
Al	0	98,34	98,74	98,11	98,27	97,70	97,00	96,48	94,76	78,89	55,42			
	0,10	98,24	97,82	97,54	96,98	96,96	95,65	93,00	75,94	78,39	69,26			
	0,25	98,18	98,09	96,87	98,02	97,34	96,55	95,32	89,40	67,77	59,06			
	0,50	98,92	98,97	98,29	98,23	98,01	97,24	96,63	92,50	74,74	60,62			
Cu	0	1,47	1,23	1,84	1,55	2,17	2,98	3,42	4,77	18,40	37,06			
	0,10	1,50	1,73	1,75	2,39	2,82	3,79	6,04	23,28	19,83	27,80			
	0,25	1,74	1,88	2,88	1,94	2,49	3,12	4,40	9,92	30,93	35,40			
	0,50	0,99	0,93	1,59	1,69	1,72	2,56	2,96	6,59	22,65	38,01			
Mn	0	< 0,01	0,01	< 0,01	< 0,01	0,04	0,01	0,04	0,01	0,03	0,02			
	0,10	0,02	< 0,01	0,11	< 0,01	< 0,01	< 0,01	0,01	< 0,01	0,03	< 0,01			
	0,25	0,01	0,01	< 0,01	< 0,01	< 0,01	0,01	0,02	0,01	0,02	< 0,01			
	0,50	< 0,01	< 0,01	0,02	< 0,01	< 0,01	< 0,01	0,02	0,01	0,01	< 0,01			
Ti	0	0,01	< 0,01	0,03	< 0,01	0,09	< 0,01	0,03	0,04	0,03	< 0,01			
	0,10	0,04	< 0,01	0,07	< 0,01	< 0,01	0,07	< 0,01	< 0,01	0,02	0,05			
	0,25	0,03	< 0,01	< 0,01	< 0,01	< 0,01	0,01	0,02	0,05	0,03	0,02			
	0,50	0,01	< 0,01	< 0,01	< 0,01	0,02	< 0,01	< 0,01	< 0,01	0,03	0,04			
Zr	0	< 0,01	< 0,01	< 0,01	< 0,01	< 0,01	< 0,01	< 0,01	< 0,01	< 0,01	< 0,01			
	0,10	< 0,01	< 0,01	< 0,01	0,02	< 0,01	< 0,01	< 0,01	< 0,01	< 0,01	0,05			
	0,25	< 0,01	< 0,01	< 0,01	0,02	< 0,01	< 0,01	< 0,01	0,14	0,04	0,20			
	0,50	< 0,01	< 0,01	< 0,01	< 0,01	< 0,01	< 0,01	< 0,01	< 0,01	0,09	0,20			
Fe	0	0,12	0,02	0,02	< 0,01	< 0,01	< 0,01	0,04	0,41	2,49	3,91			
	0,01	0,09	0,24	< 0,01	0,08	0,06	0,25	0,15	0,22	1,14	1,88			
	0,25	0,02	0,01	0,01	0,05	0,09	0,04	0,04	0,09	2,54	4,52			
	0,50	0,07	0,05	0,07	0,04	0,02	0,01	0,14	0,45	1,78	0,15			

до 0,54 % и поэтому влияние магнитного поля на этот компонент требует дополнительного изучения. Зафиксировали тенденцию к увеличению его содержания в межзеренном пространстве сплава под влиянием постоянного магнитного поля. В сплаве, не подвергавшемся воздействию поля, кремний в основном сосредотачивался в межзеренных пространствах. В стыках зерен его было в 1,2 раза больше, чем между двумя зернами. В магнитном поле эта особенность распределения

сохранилась. Однако, несколько изменилось соотношение в содержании этого компонента в данных зонах.

В межзеренных пространствах сплава № 1 присутствовали включения CuAl_2 компактной формы и FeAl_3 , $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$, AlCuFeSi игольчатого вида (рис. 1, б), также имелось малое (не более 1 % поверхности шлифа) количество $\alpha(\text{AlFeSi})$ -фазы в виде оболочек. Эта фаза может возникнуть в сплаве в присутствии примеси кремния (0,3-0,4 %) и железа [18]. Средние значения ширины межзеренного пространства двух зерен и стыков составляли соответственно $2,90 \pm 0,63$ и $17,36 \pm 3,19$ мкм. Под воздействием магнитного поля эти значения для двух зерен увеличились до $5,98 \pm 2,61$ ($B = 0,10$ Тл), $8,20 \pm 1,95$ ($B = 0,25$ Тл) и $5,02 \pm 1,37$ мкм ($B = 0,50$ Тл), а стыков уменьшились до $13,44 \pm 3,69$ ($B = 0,10$ Тл), $14,46 \pm 2,63$ ($B = 0,25$ Тл) и $9,42 \pm 1,94$ мкм ($B = 0,50$ Тл). Таким образом, различие между размерами межзеренного пространства двух зерен и стыков под воздействием поля уменьшилось с ~ 6 (0 Тл) до $\sim 1,8$ -2,2 раз. Уменьшение колебаний по величине средних зерен сплава и соотношения расстояния между границами двух зерен и стыков под воздействием поля указывает на формирование более однородной структуры по сравнению с контрольным сплавом.

В результате действия магнитного поля произошло изменение фазового состава и размеров включений в межзеренных пространствах сплава № 1. Так, при $B = 0$ Тл среди игольчатых включений преобладала фаза FeAl_3 – длинные иглы толщиной до 1 мкм (черного цвета в результате травления); 0,10 и 0,25 Тл – фазы толщиной ≥ 1 мкм $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ (светло-серые), AlCuFeSi (на рис. 1 – темно-серые), а при 0,50 Тл – $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$. В результате воздействия магнитного поля с индукцией 0,10 Тл на границах двух зерен наблюдались только отдельные иглы FeAl_3 и не выявлено AlCuFeSi . В стыках зерен фаза AlCuFeSi также не обнаружена. Между двумя зернами включения AlCuFeSi не образовались в поле с индукцией 0,50 Тл. Под воздействием магнитного поля в несколько раз увеличилось количество $\alpha(\text{AlFeSi})$ -фазы и возникли удлиненные включения $\beta(\text{AlFeSi})$ -фазы (26,65-27,00 % Fe; 13,82-14,93 % Si [19]), см. рис. 1, г, е, з. Как указывается в источниках [1, 3], в присутствии кремния в сплаве системы Al-Cu может возникать эвтектика (состав $\alpha + \text{Si} + \text{CuAl}_2$ [3] в виде прослоек по границам зерен [1]). В данном случае, вероятно, формируется $\beta(\text{AlFeSi})$ -фаза, поскольку в магнитном поле резко уменьшается количество наиболее богатой железом фазы FeAl_3 по сравнению с другими игольчатыми фазами, общее количество которых снижается или существенно не меняется (см. рис. 1, б, г, е, з). Наряду с этим по данным микрорентгеноспектрального анализа возрастало содержание кремния в межзеренных пространствах. В результате появления дополнительного количества Si и Fe образовалась $\beta(\text{AlFeSi})$ -фаза и увеличилось число выделений $\alpha(\text{AlFeSi})$ -фазы (32,12-32,45 % Fe; 8,40-10,32 % Si [19]). В них содержится больше кремния по сравнению с FeAl_3 , $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ (до 0,9 %) и его может раствориться больше, чем в AlCuFeSi (4,6-11,0 %) [5], а количество железа соизмеримо для данных фаз. Включения $\beta(\text{AlFeSi})$ -фазы имели толщину, аналогичную включениям CuAl_2 . В магнитном поле изменились количество и форма включений CuAl_2 . По отношению к общей площади шлифа доля фазы CuAl_2 изменилась, в %: с 8,6 (0 Тл) до 7,4 (0,10 Тл), 5,1 (0,25 Тл) и 9,1 (0,5 Тл). Число игольчатых железосодержащих включений под влиянием поля 0,50 Тл сократилось до 4-х раз.

В межзеренных пространствах двух зерен магнитное поле привело к уменьшению размеров фазы CuAl_2 , особенно в случае $B = 0,25$ Тл (в 1,9 раза) – табл. 2 и оказало сложное воздействие на фазу AlCuFeSi , вызвав рост ее размеров в 1,6 раза ($B = 0,25$ Тл) и исчезновение при других значениях индукции. Отмечалось уменьшение длины включений FeAl_3 в 1,4 раза и уменьшение размеров включений CuAl_2 в стыках зерен в 1,4 раза. Размеры фаз FeAl_3 и $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ в магнитном поле снизились соответственно в $\sim 3,0$ и 1,1-2,7 раза с ростом B от 0,10 до 0,50 Тл (табл. 2).

Как показали результаты по измерению твердости образцов сплава № 1, твер-

Таблица 2. Средние размеры компактных и максимальных игольчатых включений в межзеренных пространствах сплава №1

В, Тл	Размеры включений в межзеренных пространствах, мкм							
	в границах двух зерен				стыки нескольких зерен			
	ком- пак- тные	игольчатые			ком- пак- тные	игольчатые		
		CuAl ₂	FeAl ₃	Al ₇ Cu ₂ Fe		AlCuFeSi	CuAl ₂	FeAl ₃
0	3,6	7	7	9	6,8	28	40	14
0,10	2,5	7	7	-	7,0	9	35	-
0,25	1,9	5	7	14	4,9	10	27	34
0,50	2,6	5	7	-	6,6	10	15	24

дость в магнитном поле возросла, НВ: с 37,1 (0 Тл) до 41,3 (0,10 Тл); 39,1 (0,25 Тл) и 40,2 (0,50 Тл). Увеличение твердости связано с изменениями распределения элементов в структурных составляющих, меньшим размером как зерен при В = 0,10 и 0,25 Тл, так и стыков нескольких зерен для всех значений индукции, повышением содержания железа в зернах сплава (В = 0,10 и 0,50 Тл), уменьшением количества игл FeAl₃ в межзеренных пространствах, существенным сокращением количества всех игольчатых включений в сплаве при В = 0,50 Тл.

Глубина межкристаллитной коррозии под воздействием магнитного поля уменьшилась (мкм): с 548,89±27,15 (0 Тл) до 334,29±28,77 (0,10 Тл), 463,33±22,91 (0,25 Тл) и 510,00±40,17 (0,50 Тл) – рис. 2. Увеличение стойкости сплава № 1 к межкристаллитной коррозии связано с уменьшением количества меди в стыках зерен (см. табл. 1), площади, занятой фазой CuAl₂ на плоскости шлифа, и размеров ее включений (табл. 2).

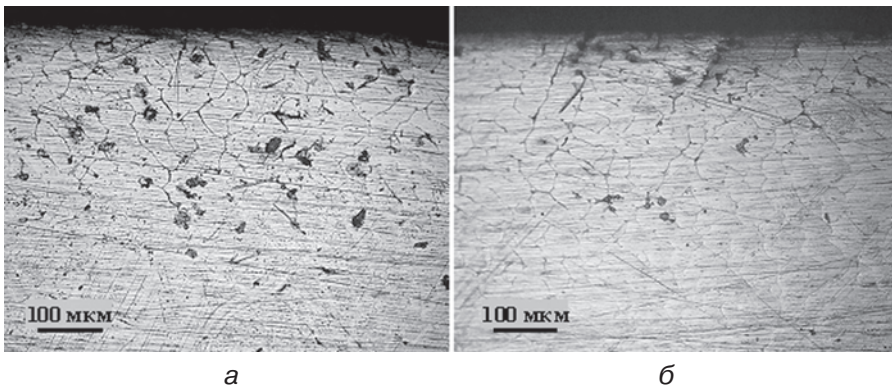


Рис. 2. Характер коррозионного поражения в сплаве № 1: а – В = 0 Тл; б – В = 0,25 Тл

Исходя из полученных результатов, сплав № 2 (ВАЛ 10 без кадмия) был обработан магнитным полем с индукцией 0,1 и 0,2 Тл. В литой структуре сплава, полученного при В = 0 Тл, наблюдались зерна α-твердого раствора алюминия, включения фазы CuAl₂, заполнявшие межзеренные пространства. Включений на основе других компонентов было незначительное количество, они были весьма дисперсны, что затрудняло их идентификацию. Поэтому рассматривались только зерна α-твердого раствора алюминия и включения CuAl₂.

Из табл. 3, представляющей параметры литой структуры сплава, следует, что с ростом скорости охлаждения сплава как при В = 0 Тл, так и при В = 0,1 Тл размеры

Таблица 3. Параметры литой структуры сплава № 2

v , °C/c	Средний размер зерна, мкм	Средняя ширина межзеренных пространств, мкм	Площадь фазы CuAl_2 по отношению к общей площади шлифа, %
	B = 0,0 Тл		
10	46,70 ± 3,77	6,39 ± 1,53	8,6
25	35,40 ± 3,48	5,33 ± 0,76	5,7
50	27,75 ± 2,76	4,73 ± 1,99	5,5
B = 0,1 Тл			
10	48,17 ± 5,61	5,09 ± 0,26	6,4
25	27,63 ± 4,13	3,19 ± 0,45	4,3
50	20,91 ± 2,46	3,40 ± 0,71	4,9
B = 0,2 Тл			
25	25,61 ± 2,68	5,6 ± 0,81	10,1
50	24,50 ± 2,47	3,10 ± 0,45	6,0

его структурных составляющих уменьшаются. Увеличение скорости охлаждения повысило эффективность действия магнитного поля. Размер зерна при $v = 50$ °C/c и $B = 0$ Тл был аналогичен этой характеристике под воздействием поля на сплав, но при вдвое меньшей скорости его охлаждения. Наложение магнитного поля привело к увеличению колебаний значений среднего размера зерна (по сравнению с контрольным сплавом), но сохранило тенденцию к их уменьшению с ростом скорости охлаждения.

Ширина межзеренных пространств в сплаве, обработанном магнитным полем 0,1 Тл при $v \sim 10$ °C/c, была на уровне этой характеристики в металле, полученном без воздействия поля при значительно более высокой скорости охлаждения – 25 °C/c. Применение магнитного поля при $v \sim 25$ °C/c позволило уменьшить размер включений CuAl_2 в большей степени, чем скорость охлаждения 50 °C/c контрольного сплава. Колебания значений этого параметра под воздействием магнитного поля значительно сократились: при $v \sim 10$ °C/c – в 5,9 раза, $v \sim 25$ °C/c – в 1,7 раза и при $v \sim 50$ °C/c – в 2,8 раза (см. табл. 3).

Магнитное поле с $B = 0,1$ Тл, вероятно, способствует увеличению содержания меди в зернах алюминия при всех скоростях охлаждения сплава, поскольку сокращается площадь, занятая фазой CuAl_2 , заполняющей межзеренные пространства. Наиболее эффективно магнитное поле влияет на количество фазы CuAl_2 при $v = 25$ °C/c (табл. 3).

Увеличение индукции магнитного поля до 0,2 Тл не привело к существенным изменениям в размере зерен при скорости охлаждения сплава 25 °C/c по сравнению с 0,1 Тл. Однако, увеличился размер включений CuAl_2 в 1,8 раза и площадь на поверхности шлифа, занятая ими, в 2,3 раза (рис. 3 и 4, табл. 3). Скорость охлаждения 50 °C/c и индукция поля 0,2 Тл привели к небольшому ($\sim 1,2$ раза) росту среднего значения размеров зерен сплава и уменьшению ($\sim 1,1$ раза) размеру включений в межзеренных пространствах. Вместе с тем в 1,2 раза возросла площадь фазы CuAl_2 на поверхности шлифа по сравнению с $B = 0,10$ Тл, поскольку большинство из них представляли собой не компактные образования, а включения пленочного типа (рис. 4, табл. 3).

Под воздействием магнитного поля возросла твердость сплава № 2 (в НВ): при скорости охлаждения 10 °C/c – с 52,8 ($B = 0$ Тл) до 59,5 ($B = 0,1$ Тл); 25 °C/c – с 51,9 ($B = 0$ Тл) до 62,4 ($B = 0,1$ и 0,2 Тл). Такое изменение твердости сплава обусловлено как уменьшением ширины межзеренных пространств, так и размеров зерен (см. табл. 3).

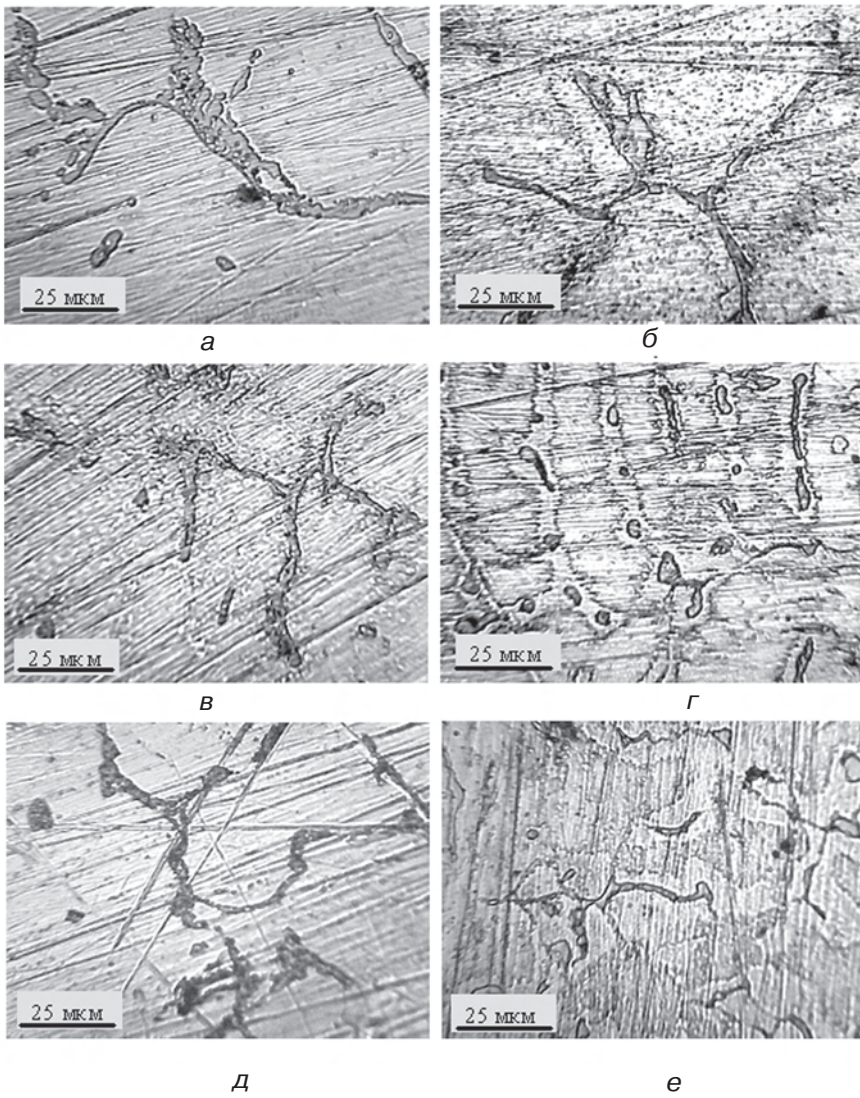


Рис. 3. Междеренные пространства в сплаве № 2: а, в, д – $B = 0$ Тл; б, г, е – 0,10 Тл; скорость охлаждения, °C/с: а, б – 10; в, г – 25; д, е – 50

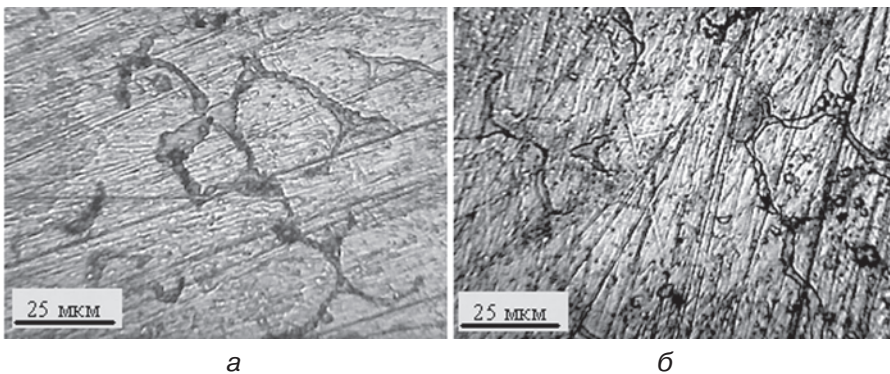


Рис. 4. Междеренные пространства в сплаве № 2, $B = 0,20$ Тл: скорость охлаждения, °C/с: а – 25, б – 50

Таблица 4. Характер межкристаллитной коррозии сплава № 2

v, °C/c	B, Тл	Глубина межкристаллитной коррозии, мкм	Коррозионные язвы	
			максимальные глубина/ширина, мкм	плотность распределения, см ²
10	0	345,26 ± 79,11	120 / 160	150
	0,10	244,80 ± 21,38	54 / 90	129
25	0	231,96 ± 23,50	110 / 100	132
	0,10	242,79 ± 10,08	27 / 36	168
	0,2,0	293,68 ± 21,38	72 / 145	177

Обработка сплава магнитным полем привела к изменению характера межкристаллитной коррозии (табл. 4). Наложение магнитного поля с индукцией 0,1 Тл на сплав, охлаждающийся со скоростью 10 °C/c, вызвало по сравнению с необработанным сплавом уменьшение глубины межкристаллитной коррозии (в ~ 1,4 раза) и количества коррозионных язв (в ~ 1,2), что аналогично показателям при увеличении скорости охлаждения в 2,5 раза. Глубина и ширина максимальных коррозионных язв сократились примерно вдвое. Данные поражения затрагивали не блоки из нескольких зерен, а отдельные зерна, отделившиеся от поверхности образца в результате разрушения металла по межзеренным пространствам (рис. 5, а-е). С повышением скорости охлаждения до 25 °C/c в магнитном поле 0,1 Тл незначительно (на ~ 4,5 %) возрастает среднее значение глубины межкристаллитной коррозии, но при этом она становится более равномерной – колебания глубины поражения уменьшаются в 2,3 раза (см. табл. 4). По сравнению с B = 0 Тл магнитное поле с B = 0,2 Тл снизило глубину и ширину максимальных коррозионных язв. Однако, влияние магнитного поля с индукцией 0,1 Тл на показатели межкристаллитной коррозии было эффективнее, чем 0,2 Тл (см. табл. 4 и рис. 5). Характер коррозионных поражений связан с изменением структуры сплава под воздействием поля. Меньшая ширина межзеренных пространств обусловила снижение глубины межкристаллитной коррозии и образование коррозионных язв не по блокам из нескольких зерен, а по межзеренным пространствам отдельных кристаллитов. Увеличение глубины межкристаллитной коррозии при B = 0,2 Тл связано с меньшим числом несплошностей фазы CuAl₂ и преобладанием включений пленочного типа.

Таким образом, магнитное поле влияет на перераспределение компонентов в сплаве системы Al-Cu между зернами, границами двух зерен и стыками нескольких зерен. Магнитное поле с индукцией 0,10 и 0,25 Тл способствует увеличению содержания меди в зернах сплава, а с 0,50 Тл – уменьшению. На границе зерна и межзеренного пространства, а также в межзеренных пространствах двух зерен магнитное поле вызывает повышение количества меди. В стыках нескольких зерен количество меди понижается под действием магнитного поля с индукцией 0,10 и 0,25 Тл и увеличивается при 0,50 Тл. Под воздействием магнитного поля уменьшается микронеоднородное распределение легирующих в зерне – Mn при всех значениях индукции, Ti – при B = 0,25 и 0,50 Тл, а для Zr оно увеличивается при 0,10 и 0,25 Тл. Количество марганца уменьшается в стыках зерен, а титана и циркония увеличивается. Для примесных компонентов существует тенденция к повышению содержания железа в зерне, а кремния – в межзеренном пространстве. Увеличивается однородность структуры сплава, что проявляется в уменьшении колебаний среднего значения размеров зерен и различия между шириной межзеренных пространств и размерами стыков нескольких зерен. Усиливается измельчение зерен сплава с ростом его скорости охлаждения, особенно при 0,1 Тл. Наиболее эффективно повышение твердости и стойкости металла к межкристаллитной коррозии происходит под воздействием магнитного поля с индукцией 0,1 Тл.

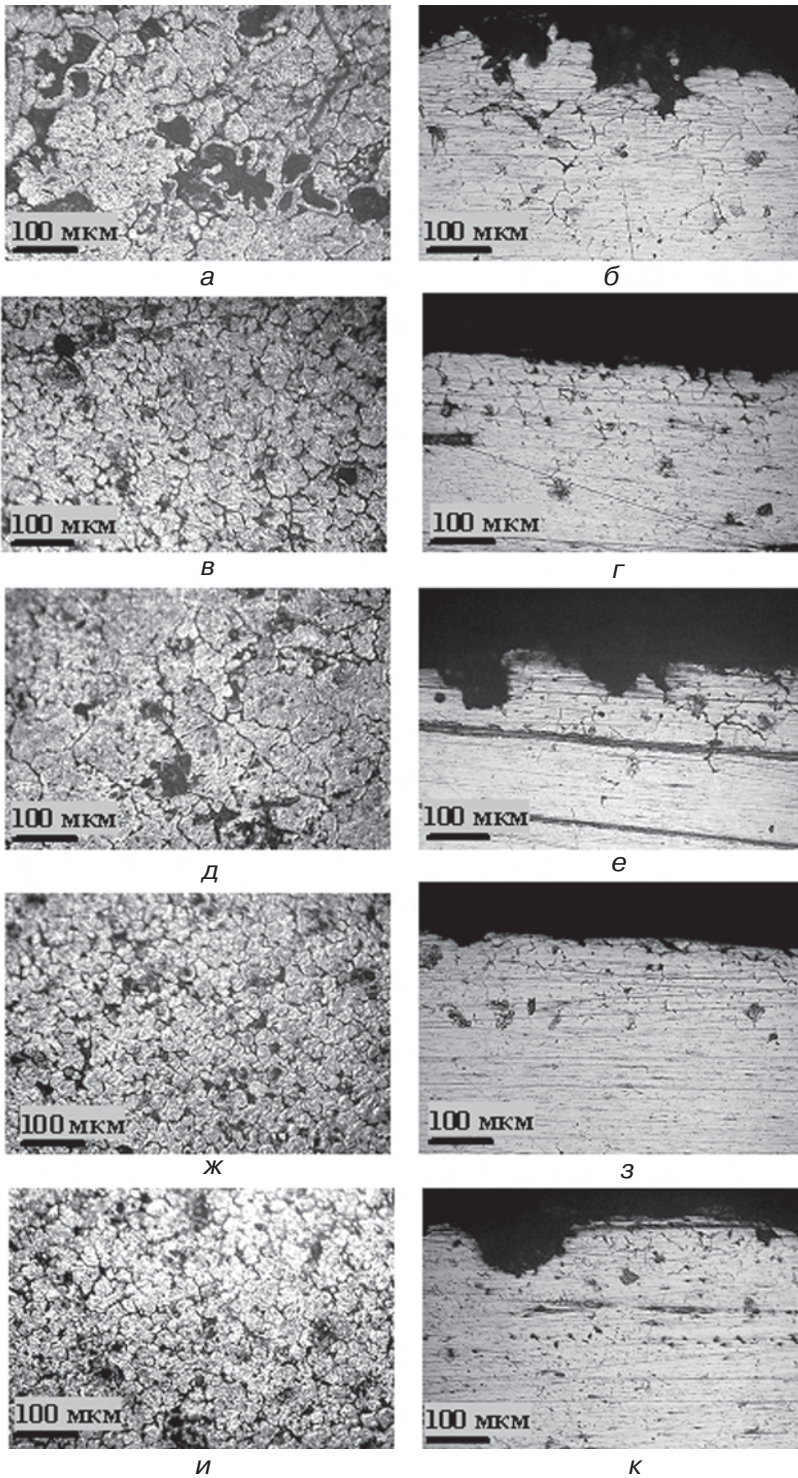


Рис. 5. Характер коррозионных поражений сплава № 2: а, в, д, ж, и – поверхность образцов; б, г, е, з, к – межкристаллитная коррозия; $v = 10\text{ }^{\circ}\text{C/с}$: а, б – $V = 0\text{ Тл}$; в, г – $V = 0,1\text{ Тл}$; $v = 25\text{ }^{\circ}\text{C/с}$: д, е – $V = 0\text{ Тл}$; ж, з – $V = 0,1\text{ Тл}$; и, к – $V = 0,2\text{ Тл}$



Список литературы

1. Машиностроение. Цветные металлы и сплавы. Композиционные металлические материалы: Энциклопедия / Под ред. И. Н. Фридляндера. – М.: Машиностроение, 2001. – Т. II. – 880 с.
2. Wang Q., Pang X., Wang C., Li Y., He J. Effect High Magnetic Fields on the Distribution of Solute Elements in Al-alloys // Proc. 5 th Int. Symp. on Electromagnetic Processing of Materials. – Sendai: Japan, ISIJ, 2006. – P. 387-390.
3. Аристова Н. А., Колобнев И. Ф. Термическая обработка литейных алюминиевых сплавов. – М.: Металлургия, 1977. – 144 с.
4. 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.
5. Фазовые равновесия в многокомпонентных системах алюминия с медью, железом, кремнием, марганцем и титаном / Е. П. Чернова, И. Т. Гульдин, А. М. Захаров и др. // Изв. вузов. Цв. металлургия. – 1987. – № 5. – С. 73-76.
6. Воздвиженский В. М. Влияние примесей на насыщение твердого раствора в некоторых алюминиевых сплавах // Там же. – 1960. – № 5. – С. 116-120.
7. Yu S., Ren Z., Li X., Ren W., Xi Y. Effect a Low Axial Magnetic Field in the Primary Al₂Cu Phase in a Directionally Solidified Al-Cu Hypereutectic Alloy // Journal of Crystal Growth. – 2011. – Vol. 336, № 1. – P. 67-71.
8. Li X., Fautrelle Y., Gagnoud A., Ren Z., Moreau R. Investigation on Thermoelectric Magnetic Convection and its Effect on Solidification Structure during Directional Solidification under an Axial Magnetic Field // Proc. 6th Int. Conf. on Electromagnetic Processing of Materials. – Dresden: Germany, 2009. – P. 652-655.
9. Li X., Ren Z., Gagnoud A., Budenkova O., Bojarevich A. Thermo-electric Motion and Structures Generated de Static Magnetic Field during the Solidification of Metallic Alloys // Proc. 6th Int. Conf. on Electromagnetic Processing of Materials. – Dresden: Germany, 2009. – P. 18-24.
10. Li X., Ren Z., Fautrelle Y. Investigation on Morphological Instability of Call and Dendrite during Directional Solidification under a High Magnetic Field // Proc. 6th Int. Conf. on Electromagnetic Processing of Materials. – Dresden: Germany, 2009. – P. 761-764.
11. Li C., Yang H., Ren Z., Ren W., Wu Y. Application of Differential Thermal Analysis to Investigation of Magnetic Field Effect on Solidification of Al-Cu Hypereutectic Alloy // Journal of Alloys and Compounds. – 2010. – Vol. 505, № 1. – P. 108-112.
12. Li H., Fautrelle Y., Ren Z., Gagnoud A., Zhang Y., Esling C. Morphological Instability of Interface, Call and Dendrite during Directional Solidification under Strong Magnetic Field // Journal of Crystal Growth. – 2011. – Vol. 318, № 1. – P. 23-27.
13. Li C., Ren Z., Ren W. Effect of a Magnetic Field on Dendritic Morphology in Al-Cu Hypoeutectic Alloy // IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng. – 2012. – Vol. 27, № 1. – P. 012052.
14. Ren Z. Progress in Research of Solidification of Metal under a Strong Magnetic Field // Journal of Iron and Steel Research International. – 2012. – Vol. 19. – P. 18-24.
15. Ban C., Ba Q., Cui J., Zeng C. Effect of Magnetic Field on Microstructure of third Aluminum Alloys during Crystallization // J. Northeast Univ. Natur. Sci. – 2002. – Vol. 23, № 8. – P. 779-782.
16. Мирошниченко Ф. Д., Снежной В. Л. К вопросу о влиянии магнитного поля на фазовые превращения в аустенитных нержавеющей сталях // Инженерно-физический журнал. – 1968. – Т. XIV, № 4. – С. 620-625.
17. Beaugnon E., Rivoirard S., Garicin T. Bouaziz O. Dilatometry of the Austenite/Ferrite Transformation in a High Magnetic Field // Proc. 5 th Int. Symp. on Electromagnetic Processing of Materials. – Sendai: Japan, ISIJ, 2006. – P. 604-607.
18. Мальцев М. В., Барсукова Т. А., Борин Ф. А. Металлография цветных металлов и сплавов. – М.: Металлургиздат, 1960. – 372 с.
19. Буйнов Н. Н., Мальцев М. В., Фридляндер И. Н. Алюминиевые сплавы. Металловедение алюминия и его сплавов: Справочное руководство. – М.: Металлургия, 1971. – 352 с.

Поступила 20.09.2013