

УДК 559.715:621.74.043:538.4

**В. И. Дубоделов, В. А. Середенко, А. С. Затуловский,
А. В. Косинская, Е. В. Середенко**

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА С ЗАПЕРИТЕКТИЧЕСКИМ СОДЕРЖАНИЕМ МАРГАНЦА И ТИТАНА ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ПОСТОЯННОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА ЗАТВЕРДЕВАЮЩИЙ РАСПЛАВ

Установлено, что при обработке сплава алюминия, легированного марганцем и титаном, постоянным магнитным полем в периоды заливки, охлаждения и затвердевания, содержание марганца и титана увеличилось в α -твёрдом растворе алюминия, а во включениях интерметаллидов снизилось, но при этом их микротвёрдость возросла. Размеры интерметаллидов сократились до 9 раз за счёт их разрушения и растворения. Эффекты перераспределения компонентов между фазами и модифицирование включений могут быть связаны с магнитогидродинамическими течениями, возникающими при кристаллизации интерметаллидов в расплаве вследствие взаимодействия магнитного поля и термотока. Повышение микротвёрдости включений предположительно обусловлено уменьшением несовершенств их строения, что отображалось формой и характером окрашивания при травлении.

Ключевые слова: сплав алюминия, включения интерметаллидов, постоянное магнитное поле, заливка, охлаждение, затвердевание, перераспределение элементов, микротвёрдость фаз.

Встановлено, що при обробці алюмінієвого сплаву, легованого марганцем і титаном, постійним магнітним полем у періоди заливання, охолодження і твердіння, вміст марганцю і титану збільшився в α -твердому розчині алюмінію, а у вкрапленнях інтерметалідів знизився, але їхня микротвердість при цьому збільшилась. Розміри інтерметалідів скоротились до 9 разів за рахунок їхньої руйнації і розчинення. Ефекти перерозподілу компонентів між фазами і модифікування включень можуть бути пов'язаними з магнітогидродинамічними течіями, що виникають при кристалізації інтерметалідів в розплаві внаслідок взаємодії магнітного поля і термічного струму. Збільшення микротвердості включень, можливо, обумовлено зменшенням недосконалостей їхньої будови, що відображено формою і характером забарвлення при травленні.

Ключові слова: сплав алюмінію, включення інтерметалідів, постійне магнітне поле, заливання, охолодження, тверднення, перерозподіл елементів, микротвердість фаз.

It is set that at treatment of alloy of Al with Mn and Ti by the constant magnetic field in periods of

casting, cooling and solidification, contents of Mn and Ti increased in α -solid solution of Al, and in intermetallics inclusions decreased, but their microhardness grew here. Sizes of in intermetallics were decreased to 9 times due to their destruction and dissolution. The effects of redistribution of components phase-to-phase and modification of inclusions can be related to the magnetohydrodynamics flows arising up during crystallization of intermetallics in the melt because of cooperation of magnetic field and thermo-current. The increase of microhardness of inclusions is, probably, conditioned by reduce imperfections of their structure, that was represented by a form and character of their color with etching.

Keywords: *aluminum alloy, intermetallic inclusions, constant magnetic field, casting, cooling, solidification, elements redistribution, microhardness.*

Работы, направленные на совершенствование свойств алюминиевых сплавов путём введения малых добавок переходных металлов, были начаты ещё в начале XX века с марганца, влияние которого на свойства сплавов связано с образованием в структуре дисперсных вторичных частиц алюминидов марганца [1]. В настоящее время марганец входит в группу наиболее распространённых переходных металлов, нашедших применение в промышленных алюминиевых сплавах. Он, как и другие наиболее востребованные переходные металлы (цирконий, хром, титан, скандий), имеет при высоких температурах (эвтектическое и перитектическое превращения), растворимость в твёрдом алюминии на уровне 1,8 %мас., которая резко снижается с падением температуры. При этом сплавы Al-Mn характеризуются высокой устойчивостью как твёрдых, так и жидких растворов марганца в алюминии [2].

Среди современных способов воздействия на кристаллизующиеся алюминиевые сплавы, с целью изменения дисперсности фаз, применяются методы модифицирования. Модифицирование, являющееся универсальным и высокоэффективным методом управления структурой, входит в качестве обязательной операции в технологии производства алюминиевых сплавов. Из переходных металлов одним из наиболее сильных модификаторов является титан [3]. Добавки титана не только положительно влияют на эксплуатационные свойства как отливок, так и алюминиевых деформируемых полуфабрикатов, но и кардинально улучшают технологические свойства сплавов [4].

Особую перспективу в современной металлургии и литейном производстве представляют физические способы модифицирования. Одним из них является использование электромагнитного воздействия на металлический расплав. Управление процессом кристаллизации расплава наложением внешнего электромагнитного поля позволяет получать различный тип структуры материала, который определяет уровень свойств и характер поведения сплава на последующих этапах его переработки [5-7]. В отличие от переменных электромагнитных полей, глубина проникновения которых в обрабатываемый металл ограничена вследствие скин-эффекта и уменьшается с увеличением частоты изменения поля, постоянные магнитные поля равномерно воздействуют на весь объём металла. Процессы, происходящие в расплавленных и затвердевающих металлах под воздействием постоянных магнитных полей на микроуровне, очень сложные, а механизмы такого влияния раскрыты лишь частично, особенно для алюминиевых сплавов, которые легированы одновременно двумя переходными металлами.

Для установления изменений в структуре сплавов и некоторых их свойств, происходящих под действием постоянного магнитного поля, была выбрана система Al-Mn-Ti, с комбинацией перитектической схемы кристаллизации как в системе Al-Mn, так и Al-Ti.

При традиционной технологии производства таких сплавов обычно ограничивают легирование концентрациями компонентов, которые ещё не приводят к образованию первичных кристаллов вторых фаз. В то же время известно, [8], что на основе трёхкомпонентных систем, содержащих переходные металлы, можно синтезиро-

вать сплавы с повышенной жаропрочностью. Образование в них более сложных, чем в бинарной системе, интерметаллидов, определяет дополнительный эффект жаропрочности. Повышение степени легирования и одновременное образование технологических процессов, влияющих на конфигурацию и размеры образующихся включений, позволило бы существенно улучшить свойства сплавов.

Целью данной работы было исследование действия постоянного магнитного поля, наложенного на сплав алюминия заперитетического состава с марганцем и титаном в период его заливки, охлаждения и затвердевания на форму, размер включений интерметаллидов и распределение легирующих компонентов между фазами литого сплава.

При проведении экспериментов использовали слабое однородное постоянное горизонтально направленное магнитное поле с индукцией 0,25 Тл. Шихтовыми материалами для получения сплава служили алюминий технической чистоты (А6) и сплавленные лигатуры (Al-Mn с 8,6-8,7 %мас. Mn) и (Al-Ti с 2,7-3,1 %мас. Ti). Масса полученного сплава составляла 0,11 кг. Содержание легирующих компонентов в сплаве было, %мас.: Mn – 4,57-7,79 и Ti – 0,54-0,6; в сплаве присутствовали примеси железа и кремния. Выплавка сплава осуществлялась в печи электросопротивления в графитовых тиглях. Плавка и заливка производилась при температуре 860 °С. После расплавления компонентов шихты и достижения заданного перегрева расплав выдерживался в печи 10-15 мин. Готовый сплав заливался в графитовые формы (их температура была ~20 °С) без наложения магнитного поля (контрольный сплав) и под воздействием поля. Диаметр полученных отливок составлял 25, высота – 50 мм.

Режим заливки расплава характеризовался числами Re (Рейнольдса), а при наличии магнитного поля, также N (параметром МГД-взаимодействия), Ha (Гартмана), Al (Альфвена) и Pr_m (магнитным числом Прандтля) [9]. Значения данных чисел в начале и конце заливки расплава были соответственно: Re ~ 9000 и 10000; N ~ 1,0 и 2,0; Ha ~ 270 и 340. Величина Pr_m была на уровне $2,8 \cdot 10^{-6}$.

Охлаждение и затвердевание металла в форме происходило со скоростью ~ 20 °С/с. Тепловой процесс при заливке расплава описывался числом Pe (Пекле). Его значение изменялось от ~ 130 (в начале заливки) до ~ 1500 (в конце). Охлаждение металла от температуры заливки до температуры кристаллизации характеризовалось числом Fo (Фурье), а период затвердевания – числом Bi (Био). При неподвижном расплаве значение Bi вычислялось исходя из условия Nu = 1 для цилиндрической формы отливки, которое было обосновано в работе [10]. Значения данных чисел были – Fo ~ 2,7; Bi ~ 0,8.

Общее содержание компонентов в сплаве и в его фазах определялось методами спектрального и микрорентгеноспектрального анализов. Для анализа литой структуры готовились шлифы в горизонтальном сечении образцов на уровне ~ 30 мм от верхней кромки отливки. Металлографический анализ проводили на приборе Neophot на травленных шлифах (1%-ный раствор фтороводородной кислоты в дистиллированной воде). Измерения микротвёрдости фаз проводили на приборе ПМТ-3 при нагрузке 5 г.

Проведёнными металлографическими исследованиями было установлено, что структура сплава, полученного без воздействия магнитного поля, была представлена α -твёрдым раствором алюминия, в котором легирующие элементы (марганец и титан) были распределены равномерно, о чём свидетельствовал узкий диапазон изменения их концентраций (таблица). Значение микротвёрдости α -твёрдого раствора алюминия составило $H_{\mu_5} = 21,1$ кг/мм².

В структуре сплава присутствовали интерметаллиды на основе соединения алюминия с марганцем, титаном и кремнием. В этих интерметаллидах содержание марганца изменялось в весьма узком диапазоне, а соотношение между наименьшими и наибольшими количествами титана и кремния в их концентрационных диапазонах было на уровне ~ 1,5 (см. таблицу – интерметаллиды №1). Форма включений интерметаллидов была круглой, овальной и шестоватой (соотношение длины

Содержание элементов в образующихся фазах полученного сплава, %мас.

Элементы	Контрольный сплав		Сплав, обработанный магнитным полем			
	центральная зона		центральная зона		зона периферии	
	α -твёрдый раствор Al	интерметаллиды № 2	α -твёрдый раствор Al	интерметаллиды № 2	α -твёрдый раствор Al	интерметаллиды № 1
Al	97,65-97,89	72,48-72,6	97,59-97,91	71-54-81,8	94,07-97,16	92,66-94,27
Mn	1,86-1,96	22,26-23,58	1,88-2,13	15,32-24,54	2,5-4,3	4,51-7,04
Ti	0,15-0,25	3,9-5,07	0,08-0,19	2,47-3,85	0,21-1,5	0,04-0,92
Si	0,0-0,23	0,04-0,06	0,02-0,14	0,07-0,41	0,11-0,13	0,05-0,3

к ширине включений составляло от 1 до 9). Ширина и длина включений была в среднем соответственно 50 и 100 мкм, а диапазон этих величин составлял: ширина 15-60 и длина 20-460 мкм (рис. 1). Вероятно, вследствие того, что по составу основного легирующего элемента (Mn) включения одинаковы, они имели одну природу происхождения, а их разная форма на шлифах обусловлена неодинаковой ориентировкой этих интерметаллидов в объёме сплава. Поскольку большинство включений, попавших в плоскость шлифа, представляли

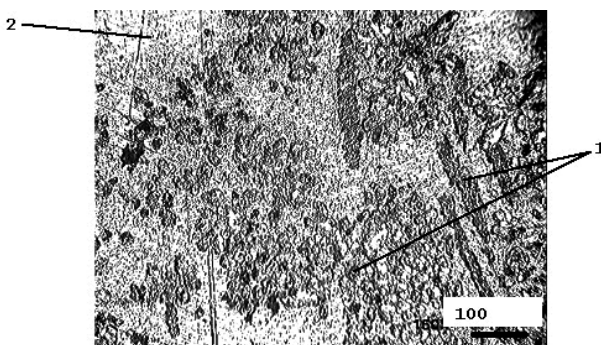


Рис. 1. Структура сплава Al-Mn-Ti, полученного без воздействия магнитного поля: 1 – интерметаллиды № 1 на основе алюминия с марганцем, титаном и кремнием, 2 – зона в структуре сплава с тонкими интерметаллидами № 2 (обозначения интерметаллидов

округлые образования, а сечение образцов было выполнено в горизонтальной плоскости, то, вероятно, они представляли собой шестоватые образования с округлым поперечным сечением, преимущественно ориентированные перпендикулярно дну формы. Данные включения имели повышенную микротвёрдость: $H_{\mu 5} = 70,9-86,6$ кг/мм². В структуре сплава также встречались отдельные участки, с игольчатыми и тонковетвистыми дендритными интерметаллидами (рис. 1, тип № 2).

Структура сплава, обработанного постоянным магнитным полем, отличалась от контрольного металла тем, что в ней присутствовали зоны с разным строением. В зоне, прилегающей к наружной поверхности образца (периферийной), протяжённостью до 3 мм, наблюдалась направленная (от кромки образца к его центру) область удлинённых кристаллов α -фазы, по границам которых выделялись тонкие игольчатые и тонковетвистые дендриты интерметаллидов типа № 2 на основе алюминия с марганцем, титаном, кремнием и железом (см. таблицу, рис. 2). В центральной части образца интерметаллиды присутствовали в виде овальных и круглых кристаллов (рис. 3), местами группирующихся в звёздчатые образования (см. рис. 2 и 3).

Анализ состава α -твёрдого раствора алюминия показал, что в периферийной зоне, по сравнению с центром, он был обогащён марганцем и титаном, чем можно объяснить повышенные показатели микротвёрдости ($H_{\mu 5} = 35,7$ кг/мм²) по сравнению с центральной зоной ($H_{\mu 5} = 21,2$ кг/мм²). В центральной зоне сплава по сравнению с контрольным металлом количество марганца почти не изменилось, а титана увеличи-

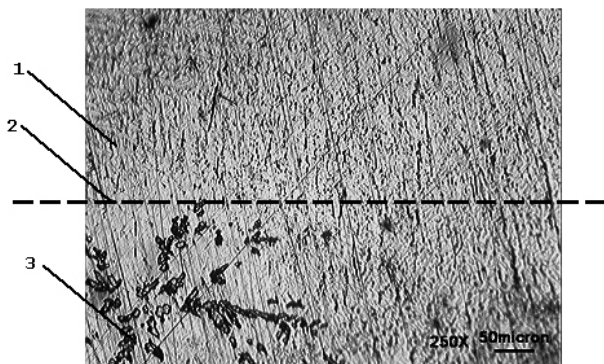


Рис. 2. Структура сплава Al-Mn-Ti, полученного под воздействия магнитного поля на границе периферийной и центральной зон: 1 – периферийная зона с тонкими интерметаллидами типа № 2 на основе алюминия с марганцем, титаном, кремнием и железом; 2 – граница периферийной и центральной зон; 3 – центральная зона в структуре сплава с интерметаллидами типа №1 на основе алюминия с марганцем, титаном и кремнием

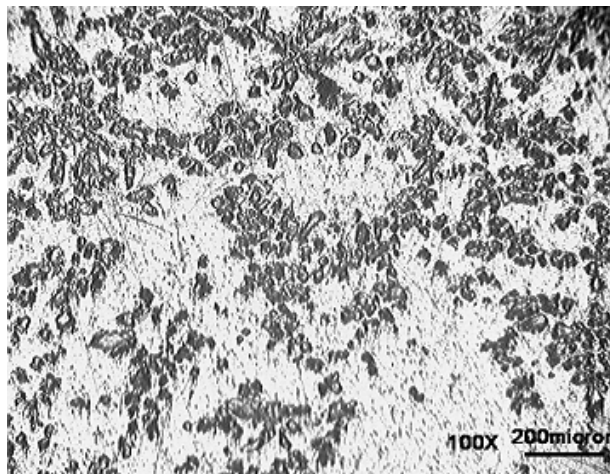


Рис. 3. Структура центральной зоны сплава Al-Mn-Ti, полученного под воздействием магнитного поля

нием поля, характеризовались средними размерами 10-50 мкм (максимальные до 100 мкм). По сравнению с контрольным сплавом произошло значительное сокращение длины включений интерметаллидов №1 (до 5 раз), а максимальное значение соотношения длины и ширины данных образований сократилось до 3 раз. Шестоватые включения не наблюдались. Содержание компонентов сплава в этих интерметаллидах стало более неоднородным по сравнению с контрольным сплавом. Соотношение максимального и минимального значения концентраций марганца, титана и кремния в интерметаллидах типа № 1 в сплаве, полученном в поле, по сравнению с контрольным металлом, возросло для марганца с 1,1 до 1,6 раз; титана с 1,3 до 1,6 раза и кремния с 1,5 до 5,9 раз (см. таблицу). Микротвёрдость интерметаллидов типа №1 была $H_{\mu 5} = 79,5-97,3$ кг/мм². Расширение диапазона её значений по сравнению с микротвёрдостью аналогичных включений контрольного сплава связано с увеличением неоднородности распределения в них компонентов.

лось в 1,3-1,9 раза. Также возросла неоднородность распределения титана в результате действия поля – различие между верхней и нижней границами диапазона его содержания в контрольном сплаве и обработанном поле было соответственно 1,7 и 2,4 раза. При сравнении особенностей распределения легирующих элементов в периферийной и центральной зонах сплава, обработанного полем, было отмечено, что в периферийной зоне количество марганца и титана, содержащихся в α -твёрдом растворе алюминия, увеличилось соответственно в 1,3-2,0 и 2,6-7,9 раза. Усилилась неоднородность распределения марганца и титана при переходе от центральной к периферийной зоне образца. Это выразилось в увеличении соотношения между максимальными и минимальными значениями содержания этих компонентов в соответствующих зонах. Для марганца оно возросло в направлении от центральной зоны к периферийной от 1,1 до 1,7 раза, а для титана – от 2,4 до 7,1 раз (см. таблицу)

Как показали проведённые исследования, интерметаллиды типа № 1 в контрольном металле и сплаве, прошедшем обработку полем, имели не только различную форму, но и состав. Интерметаллиды №1 центральной зоны металла, полученного с примене-

Отмечено, что максимальное содержание марганца в интерметаллидах № 1 сплава, обработанного полем, весьма близко к аналогичному показателю контрольного сплава (различие не превышает 4 %). Это указывает на то, что одна часть включений не изменила состава по марганцу, а из другой части включений марганец под воздействием поля перешёл в основу сплава. Также произошло перераспределение титана под воздействием поля – уменьшение его количества во включениях типа №1 и увеличение в матрице сплава. Поведение кремния было противоположным. Таким образом, проявилась тенденция рассеяния полем элементов с выраженным парамагнетизмом по объёму сплава и концентрация в компактных объёмах включений диамагнитного элемента. Исчезновение шестоватых включений под воздействием внешнего магнитного поля в центральной зоне образцов, вероятно, связано с разрушением растущих в расплаве кристаллов интерметаллидов вследствие магнитогидродинамических течений, вызванных взаимодействием магнитного поля и электротока, обусловленным переохлаждением, на фронте кристаллизации интерметаллида (термоэлектрический эффект Зеебека). Поскольку форма включений в обработанном магнитным полем сплаве близка к очертаниям поперечных сечений шестоватых включений сплава-свидетеля, то, возможно, они являются фрагментами разрушенных шестоватых интерметаллидов (см. рис. 1-3). Повышение микротвёрдости у включений № 1 сплава, обработанного полем, по сравнению с интерметаллидами №1 контрольного сплава (несмотря на понижение количества титана во всех включениях и марганца у части включений), вероятно, вызвано тем, что поле уменьшило количество дефектов строения включений. На рис. 1-3 включения, образовавшиеся в поле, имеют более чёткие очертания и однородность окрашивания.

Явление слома в магнитном поле растущего дендрита алюминия в направленно кристаллизующемся сплаве Al-Cu зафиксировано в работе [11], а разрушение интерметаллидов алюминия в сплаве Al-Cu, легированного редкоземельными элементами, показано в работе [12]. Магнитогидродинамическими течениями, вероятно, обусловлено выраженное различие в содержании марганца во включениях. Из этого элемента наряду с алюминием, в основном, состоит интерметаллидная фаза и, возможно, на начальном этапе формирования кристалла интерметаллида, электромагнитные течения слабее развиты, чем на последующих стадиях роста фазы, что и обусловило весьма близкие значения содержания марганца во включениях контрольного сплава и части интерметаллидов в сплаве, обработанного полем. Кроме того, понижение количества марганца и титана под воздействием поля во включениях типа № 2 на периферии образцов, где перепад температур был выше по сравнению с условиями в центре, при которых формировались интерметаллиды № 1, и способствовал большему переохлаждению в этой зоне и интенсификации магнитогидродинамических течений, что, вероятнее всего, вызвало растворение крупных включений типа №1 и дополнительное легирование α -твёрдого раствора алюминия.

Известно [13], что модифицирующее влияние титана в алюминиевых сплавах связано с образованием частиц Al_3Ti , выполняющих роль зародышей, так как они первично образуются в составах заперитектического содержания титана. В бинарной системе Al-Mn при содержании марганца в пределах 4-5 %мас. при кристаллизации сплава первично образуется соединение Al_4Mn . Присутствие кремния снижает растворимость марганца в алюминии, что может усиливать эффект образования интерметаллидов [14]. Как показал приведённый металлографический анализ, в исследованном сплаве отсутствовали частицы Al_3Ti . Титан, как и марганец, присутствует в составе интерметаллидов одновременно с кремнием, образуя сложное соединение высокой твёрдости. При этом содержание этих элементов в образующихся включениях значительно превышало количество их в α -твёрдом растворе

алюминия. Учитывая тот факт, что в образцах, затвердевавших в условиях действия магнитного поля, происходило перераспределение легирующих элементов между фазами, можно говорить о модифицирующем влиянии поля на структуру сплава. В результате его действия на кристаллизующийся расплав происходило измельчение выделений вторых фаз, повышалась их размерная однородность.

Таким образом, постоянное магнитное поле, накладываемое на кристаллизующийся расплав, обладает свойствами модификатора, способствует измельчению интерметаллидной фазы, повышению её микротвёрдости, и тем самым управляет структурой алюминиевого сплава и его свойствами. Мелкокристаллические интерметаллиды высокой твёрдости могут быть полезными структурными составляющими при создании жаропрочных материалов.



Список литературы

1. Елагин В. И. Конструкционные наноструктурные сплавы на алюминиевой основе / В. И. Елагин // Цветные металлы. – 2009. – № 6. – С.103-111.
2. Елагин В. И. Легирование деформируемых алюминиевых сплавов переходными металлами / В. И. Елагин. – М.: Металлургия, 1975. – 248 с.
3. Металловедение алюминия и его сплавов: Справочник / под ред. И. Н. Фридляндера. – М: Металлургия, 1971. – 352 с.
4. Бондарев Б. И. Модифицирование алюминиевых деформируемых сплавов / Б. И. Бондарев, В. И. Наполков, В. И. Тарарышкин. – М.: Металлургия. – 1979. – 224 с.
5. Фигуровский Д. К. Влияние воздействия электромагнитного поля в процессе кристаллизации на формирование структуры нейзильбера / Д. К. Фигуровский // Цветные металлы. – 2007. – № 2. – С. 121-125.
6. Об использовании физических модифицирующих воздействий при литье алюминиевых сплавов / В. Б. Деев, И. Ф. Селянин, С. П. Мочалов и др. // Литейн. пр-во. – 2012. – № 5. – С. 16-18.
7. Кольчурина И. Ю. Влияние внешних воздействий на микроструктуру кристаллизующегося сплава / И. Ю. Кольчурина, И. Ф. Селянин // Там же. – 2009. – № 8. – С. 13-15.
8. Добаткин В. И. Быстрозакристаллизованные алюминиевые сплавы / В. И. Добаткин, В. И. Елагин, В. М. Федоров. – М.: ВИЛС, 1995. – 341 с.
9. Гельфгат Ю. М. Жидкий металл под действием электромагнитных сил / Ю. М. Гельфгат, О. А. Лиелаусис, Э. В. Щербинин. – Рига: Зинатне, 1975. – 248 с.
10. Ефимов В. А. Влияние внешних воздействий на процессы формирования отливок // Специальные способы литья: Справочник / Под ред. В. А. Ефимова. – М.: Машиностроение, 1991. – С.10-52.
11. Thermo-electric motions and structures generated by static magnetic fields during the solidification of metallic alloys / Xi Li, Z. Ren, A. Gagnoud, O. Budenkova, A. Bojarevics, Y. Fautrelle // Journal of Iron and Steel Research International. – 2012. – 19, S. 1-1. – P. 9-18.
12. Середенко Е. В. Модифицирование постоянным магнитным полем литой структуры многокомпонентного сплава на базе системы Al-Cu-Fe при заливке, охлаждении и затвердевании / Е. В. Середенко, В. И. Дубоделов, В. Я. Хоружий // Процессы литья. – 2014. – № 6. – С. 23-32.
13. Мальцев М. В. Модифицированные структуры металлов и сплавов / М. В. Мальцев. – М.: Металлургия, 1964. – 213с.
14. Машиностроение. Энциклопедия. Т. II-3 Цветные металлы и сплавы. – М.: Машиностроение, 2014. – С. 15-24.

Поступила 18.02.2015