

УДК 621.74

DOI dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2015-5-11-19

## ТЕОРЕТИЧЕСКОЕ И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ОБОСНОВАНИЕ ОБРАБОТКИ РАСПЛАВОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ ИМПУЛЬСНЫМИ МАГНИТНЫМИ ПОЛЯМИ

© 2015 г. **К.В. Никитин, Е.А. Амосов, В.И. Никитин,  
В.А. Глущенко, Д.Г. Черников**

Самарский государственный технический университет (СамГТУ)

Самарский государственный аэрокосмический университет (СГАУ)

им. акад. С.П. Королева (национальный исследовательский университет)

*Статья поступила в редакцию 04.12.14 г., доработана 17.01.15 г., подписана в печать 04.06.15 г.*

Рассмотрены факторы, обуславливающие твердофазное диспергирование частиц легирующих элементов, в зависимости от их природы, в алюминиевом расплаве. Показано, что дробление частиц может происходить под воздействием всесторонних растягивающих напряжений, возникающих в результате прогрева частиц. Размеры вновь образующихся в результате дробления частиц определяются протяженностью микротрещин в исходных частицах. На примере лигатуры Al–20мас.%Si теоретически обоснована и экспериментально подтверждена целесообразность использования дополнительных внешних воздействий (например, магнитно-импульсной обработки лигатурного расплава) с целью интенсификации процессов усвоения кремния в жидком алюминии и обеспечения микрокристаллического строения лигатуры.

**Ключевые слова:** алюминиевый расплав, лигатуры, всесторонние растягивающие напряжения, магнитно-импульсная обработка лигатурных расплавов, микроструктура.

**Для цитирования:** Никитин К.В., Амосов Е.А., Никитин В.И., Глущенко В.А., Черников Д.Г. Теоретическое и экспериментальное обоснование обработки расплавов на основе алюминия импульсными магнитными полями // Изв. вузов. Цвет. металлургия. 2015. No. 5. С. 11–19. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2015-5-11-19.

**Nikitin K.V., Amosov E.A., Nikitin V.I., Glushenkov V.A., Chernikov D.G.**

*Theoretical and experimental substantiation of treatment of aluminum-based melts by pulsed magnetic fields*

Factors causing the solid-phase dispersion of the particles of alloying elements in the aluminum melt depending on their nature are considered. It is shown that the particles can be fragmented under the effect of uniform tensile stresses appearing due to heating the particles. The reasonability of using additional external effects (for example, magnetic-pulsed treatment of the foundry-alloy melt) in order to intensify the assimilation of silicon in liquid aluminum and provision of microcrystalline structure of the foundry alloy is substantiated theoretically and confirmed experimentally by the example of the Al–20wt%Si foundry alloy.

**Keywords:** aluminum melt, foundry alloys, uniform tensile stresses, magnetic-pulsed treatment of foundry-alloy melts, microstructure.

**Citation:** Nikitin K.V., Amosov E.A., Nikitin V.I., Glushenkov V.A., Chernikov D.G. Teoreticheskoe i eksperimental'noe obosnovanie obrabotki rasplavov na osnove alyuminiya impul'snymi magnitnymi polyami. *Izv. vuzov. Tsvet. metallurgiya*. 2015. No. 5. P. 11–19. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2015-5-11-19.

**Никитин К.В.** – докт. техн. наук, доцент, гл. науч. сотр. кафедры литейных и высокоэффективных технологий СамГТУ (443100, г. Самара, ул. Молодогвардейская, 244). Тел.: (846) 333-61-01. Факс: (846) 242-22-68. E-mail: kvn-6411@mail.ru.

**Никитин В.И.** – докт. техн. наук, проф., заведующий этой кафедрой. Тел./факс: (846) 242-22-68. E-mail: tlp@samgtu.ru.

**Амосов Е.А.** – канд. техн. наук, доцент кафедры металловедения, порошковой металлургии, наноматериалов СамГТУ. Тел./факс: (846) 242-28-89. E-mail: amosov-ea@rambler.ru.

**Глущенко В.А.** – канд. техн. наук, профессор кафедры обработки металлов давлением, науч. рук-ль лаборатории «Прогрессивные технологические процессы пластического деформирования» (НИЛ-41) СГАУ (443086, г. Самара, Московское ш., 34). Тел./факс: (846) 335-18-45. E-mail: imp@ssau.ru.

**Черников Д.Г.** – канд. техн. наук, ст. науч. сотр. НИЛ-41, ассистент кафедры обработки металлов давлением СГАУ. Тел.: (846) 334-09-04. E-mail: omd@ssau.ru.

## Введение

Основным потребителем фасонного литья из алюминиевых сплавов является машиностроение. По данным [1], доля потребления алюминия в данной отрасли в настоящее время составляет 30–40 % от общего потребления алюминиевых изделий всеми отраслями промышленности. При этом основным потребителем литых изделий из алюминиевых сплавов является автомобилестроение. Например, в современных автомобилях зарубежного производства суммарная масса деталей из алюминиевых сплавов составляет 110–145 кг [2]. Приоритет в этом отношении имеют автомобильные концерны Северной Америки, Западной Европы и Японии. Это обусловлено не только использованием современных высокоточных способов литья (по газифицируемым моделям, разновидности литья под давлением и т.д.), но и применением качественных чашковых сплавов, а также различных воздействий на стадии приготовления рабочих расплавов.

В настоящее время проводятся интенсивные исследования по поиску эффективных физических воздействий на жидкие алюминиевые сплавы.

Положительное влияние *перегрева расплавов* на структуру и свойства алюминиевых сплавов впервые было отмечено еще в работах А.Г. Спасского с сотр. [3]. Известно несколько разновидностей температурных обработок расплавов: температурно-временная (ТВО), температурно-скоростная (ТСО), термоциклическая (ТЦО). Большинство работ по влиянию перегрева, выполненных в разное время, принадлежит коллективам исследователей под руководством Д.П. Ловцова, Г.Г. Крушенко, И.А. Новохатского, Б.А. Баума, В.М. Замятина, П.С. Попеля и др. В настоящее время изучением ТВО расплавов активно занимаются коллективы под руководством Хосена Ри [4] и В.Б. Деева [5]. В основе высокотемпературных обработок расплавов лежат данные об аномалиях (скачках, перегибах, разрывах) на политермах структурно-чувствительных свойств и выявленных температурах гистерезисов, свидетельствующих о структурных превращениях, протекающих в перегретых расплавах.

*Ультразвуковая обработка (УЗО)* расплавов основана на возникновении кавитационных эффектов при прохождении акустической волны ультразвукового диапазона низкой частоты (до 30–50 кГц) через упругую среду (металлический расплав). Зародышами кавитации в расплаве служат микроскопические

неметаллические включения, недорастворившиеся тугоплавкие включения и т.д. [6]. Положительное влияние УЗО на расплавы выражается в рафинирующем, дегазирующем и модифицирующем эффектах. Разновидностью УЗО можно считать обработку кристаллизующихся расплавов электромагнитными акустическими полями (ЭМАП) [7]. Суть данного способа заключается в том, что электромагнитное поле, наводимое в антенне-излучателе, погруженной в расплав, возбуждает в конденсированной среде механические колебания — акустические волны низкого и среднего ультразвукового диапазонов (100–3000 кГц), что способствует измельчению фазовых составляющих сплавов и, как следствие, повышению физико-механических свойств.

Обработка расплавов *наносекундными электромагнитными импульсами (НЭМИ)* основана на использовании электромагнитных полей с импульсной мощностью до 1 МВт, длительностью импульса 1 нс, напряженностью магнитного поля  $10^5$ – $10^7$  В/м [8]. Технологическими параметрами воздействия являются энергия импульсов и их количество. В работах, которые были инициированы литейной кафедрой СамГТУ, показано положительное влияние обработки алюминиево-кремниевых расплавов импульсными магнитными полями (*магнитно-импульсная обработка — МИО*) [9]. Основные параметры МИО: импульсная мощность — до 1 МВт, длительность импульса 50–200 мкс, напряженность магнитного поля  $10^5$ – $10^7$  В/м. Основное отличие НЭМИ от МИО заключается в длительности электромагнитного импульса. Варьируя энергией импульса и количеством разрядов, можно управлять эффективностью обработки расплавов в зависимости от их природы.

В работе [10] рассмотрены основные положения *электрогидроимпульсной обработки (ЭГИО)* расплавов систем Fe—C и Al—Si, суть которой заключается в подаче в расплав с определенной периодичностью мощного электрического поличастотного импульса при низких (до 2 кВтч/т) удельных затратах энергии.

Большинство рассмотренных способов опробованы, в основном, для обработки рабочих алюминиевых расплавов, из которых непосредственно получают литые изделия. Между тем известно, что качество сплавов во многом определяется составом и структурой легирующих и модифицирующих лигатур [11,12]. При этом модифицирование является основной операцией, обеспечивающей получение

мелкокристаллической структуры литого изделия и достижение требуемого уровня большинства технологических, механических и эксплуатационных свойств.

В связи с вышесказанным актуальным направлением исследований является изучение влияния физических способов обработки лигатурных расплавов на повышение качества лигатур различного назначения.

### Теоретическое обоснование основных параметров магнитно-импульсной обработки лигатурных расплавов

При введении в алюминиевый расплав легирующих элементов в виде первичных металлов в частицах последних возникают напряжения, которые инициируют на начальных этапах процессы твердофазного дробления (диспергирования) кусковой шихты. Частицы металлов в сферическом приближении можно рассматривать как упругие сферы с начальной температурой  $T_0$ , погруженные в жидкость (расплав) с температурой  $T_1$ . При этом внешняя часть сферической частицы будет расширяться, вызывая всесторонние растягивающие напряжения  $\sigma_r$  в центральной части (рис. 1). Величину максимальных растягивающих напряжений в условиях схемы, приведенной на рис. 1, можно вычислить по формуле [13]:

$$\sigma_b = 0,771 \frac{\alpha E}{2(1-\nu)} (T_1 - T_0), \quad (1)$$

где  $\alpha$  — коэффициент теплового линейного расширения;  $E$  — модуль Юнга;  $\nu$  — коэффициент Пуассона. В расчетах принимали  $T_0 = 423$  К.

Время, через которое в частице возникают напряжения  $\sigma_r$ , зависит от радиуса частицы и может быть вычислено следующим образом [13]:

$$\tau = 0,0574 r^2 c \rho / \lambda, \quad (2)$$

где  $r$  — радиус частицы;  $c$  — удельная теплоемкость материала частицы,  $\rho$  — его плотность,  $\lambda$  — его коэффициент теплопроводности.

Время прогрева частицы определенного радиуса определяется из уравнения

$$\tau_{\text{п}} = 2r^2 c \rho / \lambda. \quad (3)$$

Согласно [13], каждое реальное кристаллическое тело пронизано микротрещинами, которые располагаются по границам зерен и могут развиваться при

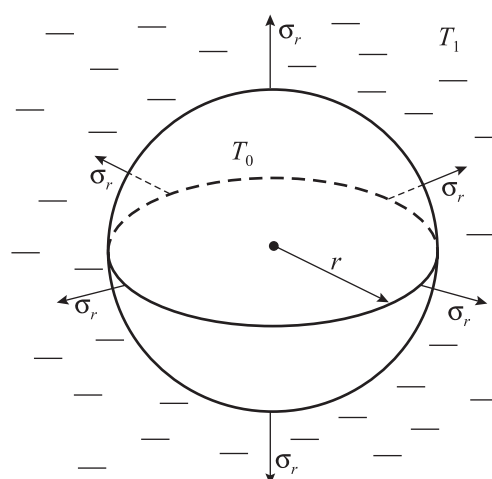


Рис. 1. Схема возникновения всесторонних растягивающих напряжений ( $\sigma_r$ ) в сферической частице с начальной температурой  $T_0$ , погруженной в жидкость с температурой  $T_1$

приложении нагрузок. Рассматривая всестороннее растяжения  $\sigma_r$  в виде нагрузок, среднюю длину микротрещин можно определить по формуле Гриффитса (Griffith A.A.) [13]:

$$l = 4E\sigma / (\pi\sigma_b^2), \quad (4)$$

где  $\sigma$  и  $\sigma_b$  — соответственно поверхностное натяжение на границе «расплав—частица» и предел прочности материала частицы.

Очевидно, что твердофазное дробление частиц, окруженных расплавом алюминия, под действием всесторонних растягивающих напряжений будет происходить при условии

$$\sigma_r > \sigma_b. \quad (5)$$

Скорость образования и размер новых частиц, образующихся в результате дробления, будут определяться размером исходной шихтовой частицы и средней длиной микротрещин в ней.

В табл. 1 приведены справочные данные для кремния, меди и титана, которые использовались в расчетах. Результаты расчетов, выполненных по формулам (1)—(4) при заданных размерах частиц и температурах жидкого алюминия, представлены в табл. 2. Видно, что для возникновения всесторонних растягивающих напряжений в частицах Si и Cu требуется гораздо меньшее время, чем время их прогрева. Для титана расчетные величины времени возникновения растягивающих напряжений и прогрева частиц имеют на порядок большие значения.

Таблица 1  
Свойства чистых элементов при комнатной температуре [14]

Элемент	$E, 10^{-3}$ МПа	$\sigma^*$ , Н/м	$\sigma_B$ , МПа	$\nu$	$\lambda$ , Вт/(м·К)	$c$ , Дж/(кг·К)	$\alpha^{**}$ , $10^6$ К $^{-1}$	$\rho$ , кг/м $^3$
Si	162,7	0,86	16,7	0,266	152	714,0	3,82	2330
Cu	128,0	1,81	225,0	0,350	397	384,2	17,60	8940
Ti	103,0	1,51	256,0	0,370	22	521,0	9,20	4505

\* При температуре плавления.  
\*\* При температуре ~423 К.

Таблица 2  
Результаты расчетов  $\sigma_r$ ,  $\tau$ ,  $\tau_{II}$  и  $l$  для частиц Si, Cu, Ti в жидком алюминии

Элемент	Длина микротрещин $l$ , мкм	$\sigma_r$ , МПа, при $T_{распл}$ , К				$\tau^*$ , с, при $r$ , мм		
		1023	1123	1223	1323	5	50	100
Si	639,0	196	228	261	293	0,017	1,60	6,30
						0,140	13,70	54,70
Cu	4,2	802	935	1069	1202	0,012	1,24	5,10
						0,110	10,80	43,30
Ti	2,0	347	405	463	521	0,150	15,30	51,20
						1,330	133,40	533,40

\* В числителе – время для возникновения  $\sigma_r$ , в знаменателе – время прогрева частицы.

Результаты расчетов показали, что условию (5) удовлетворяют частицы всех элементов — величина  $\sigma_r$  уже при 1023 К превышает значение предела прочности при комнатной температуре. Однако наиболее легко будут дробиться частицы кремния, так как они пронизаны микротрещинами большей длины по сравнению с частицами титана и меди. Самое продолжительное время для твердофазного дробления потребуется для частиц титана. Это обусловлено минимальной протяженностью микротрещин и длительными временами прогрева и возникновения растягивающих напряжений в шихтовых частицах титана.

Кроме того, о различиях в процессах растворения частиц кремния, меди и титана свидетельствуют и данные по коэффициентам диффузии указанных элементов в расплаве алюминия [15]: в диапазоне температур 973—1073 К они составляют соответственно  $(14,4 \div 44,6) \cdot 10^{-4}$ ,  $(7,2 \div 11,0) \cdot 10^{-5}$  и  $(0,7 \div 3,6) \cdot 10^{-5}$  см $^2$ /с. Видно, что минимальным коэффициентом диффузии характеризуются процессы растворения частиц титана в жидком алюминии. Этими факторами (время прогрева частиц, время возникновения в них растягивающих напряжений, коэффициенты диффузии) и обусловлены высокие перегревы (для Si и Cu — до 1073 К, для Ti — более

1473 К) и длительные выдержки (для Si и Cu — до 1 ч, для Ti — 1,5÷2,0 ч) расплавов на основе алюминия с высокими концентрациями указанных элементов, характерные для традиционных производственных процессов. Особенно это характерно для получения сплавов системы Al—Ti.

Очевидно, что для интенсификации твердофазного диспергирования частиц требуется некоторая внешняя сила  $F_{вн}$ , равная отношению воздействующей энергии  $W$  к объему частицы диаметром  $D$ :

$$F_{вн} = 6W/(\pi D^3). \quad (6)$$

В случае обработки расплавов высокотемпературными перегревами в роли силового фактора на первом этапе будут выступать всесторонние растягивающие напряжения и расклинивающее давление, возникающее в микротрещинах при условии их смачивания расплавом ( $\theta < 90^\circ$ ). Однако перегревы расплавов выше температур гистерезисов требуют значительных затрат энергии и для промышленных условий являются нецелесообразными. В связи с этим более обоснованным представляется применение физических способов воздействия, основанных на использовании электромагнитных сил или полей. Очевидно, что тогда роль основного силового фактора будет выполнять энергия, подаваемая на

расплав. Энергия, накопленная на конденсаторе ( $W_k$ ), а следовательно, и энергия разряда может быть определена следующим образом:

$$W_k = \frac{1}{2} C_k U_0^2, \quad (7)$$

где  $U_0$  — напряжение на конденсаторе,  $C_k$  — его емкость.

При разряде конденсатора, находящегося в непосредственной близости от расплава, для энергии, действующей на частицу (без учета потерь в расплаве), можно принять

$$W = W_k. \quad (8)$$

Таким образом, чем больше заряд конденсатора и начальное напряжение на нем, тем большая сила будет действовать на расплав и частицы, находящиеся в нем. Соответственно, данное силовое воздействие будет способствовать дополнительному диспергированию этих частиц по границам дефектов. Однако, согласно (7), для обеспечения силы (или энергии), достаточной для диспергирования частиц, необходимо повышение или емкости конденсатора, или напряжения на нем. Такой подход будет требовать лишних затрат электроэнергии. Следовательно, для увеличения количества энергии логичнее работать в импульсном режиме, т.е. наращивать количество импульсов при оправданных расходах электроэнергии. На основании вышеприведенных рассуждений суммарным силовым фактором при воздействии на расплавы электромагнитными полями является совокупность энергии разряда конденсатора  $W_k$  и числа импульсов с данной энергией, подаваемых на расплав. Тогда выражение (6) принимает вид

$$F_{\text{вн}} = 6W_k n / (\pi D^3), \quad (9)$$

где  $n$  — количество импульсов с энергией  $W_k$ .

С учетом всесторонних растягивающих напряжений, которые возникают в частице, окруженной расплавом, из уравнения (9) получим

$$F_{\text{вн}} = \frac{6W_k n}{\pi D^3} + \sigma_r. \quad (10)$$

Результаты расчетов по формуле (10) для единичного импульса с энергией разряда, равной, например, 1 кДж, представлены в табл. 3. Их сопоставление с пределом прочности элементов показывает, что для инициирования процессов твердофазного дробления частицы кремния при температуре окружающего расплава 1023—1323 К достаточно одного разряда конденсатора с энергией 1 кДж. Для разру-

Таблица 3

**Результаты расчетов величины силового фактора, действующего на единичную частицу диаметром 50 мм, погруженную в расплав алюминия**

Элемент	$F_{\text{вн}}$ , МПа, при $T_{\text{распл}}$ , К			
	1023	1123	1223	1323
Si	34,8	38,1	41,4	44,6
Cu	95,5	108,8	122,2	135,6
Ti	50,0	55,8	61,6	67,4

шения частиц меди и титана требуется увеличение или энергии разряда, или количества импульсов. Кроме того, из выражения (10) следует, что чем крупнее частицы используемых шихтовых элементов (Si, Cu, Ti), тем большее количество импульсов с большей энергией необходимо подавать на расплав.

Таким образом, выражение (10) позволяет оценить выбрать режимы магнитно-импульсной обработки (МИО) алюминиевых расплавов в зависимости от природы второго легирующего компонента и размеров его фракции. Увеличивая количество импульсов или энергию разряда, можно целенаправленно формировать дисперсную структуру в конечной лигатуре.

## Материалы и методика экспериментов

Для проведения экспериментов специалистами научно-исследовательской лаборатории (НИЛ-41) СГАУ им. С.П. Королева была изготовлена опытная магнитно-импульсная установка (МИУ) для обработки алюминиевых расплавов по осевой схеме воздействия (рис. 2). Установка позволяет изменять энергию разряда от 0 до 20 кДж. Длительность единичного импульса может варьироваться в интервале 50—200 мкс.

Используя отходы медистого силумина, выясняли максимально возможную энергию разряда, обеспечивающую целостность зеркала расплава и исключение его выбросов из тигля. Плавки вели в тигельной печи сопротивления в графитовом тигле емкостью 10 кг по алюминию. Энергию разряда изменяли от 0,5 кДж и далее повышали ее на 0,2 кДж. В момент разряда наблюдали за состоянием расплава в тигле, после разряда производили осмотр нижней части термозащитного корпуса индуктора. При разрядах в интервале 0,5—1,0 кДж зеркало расплава находилось в спокойном состоянии. Воздействие на расплав энергией 1,5—2,5 кДж вызывало замет-

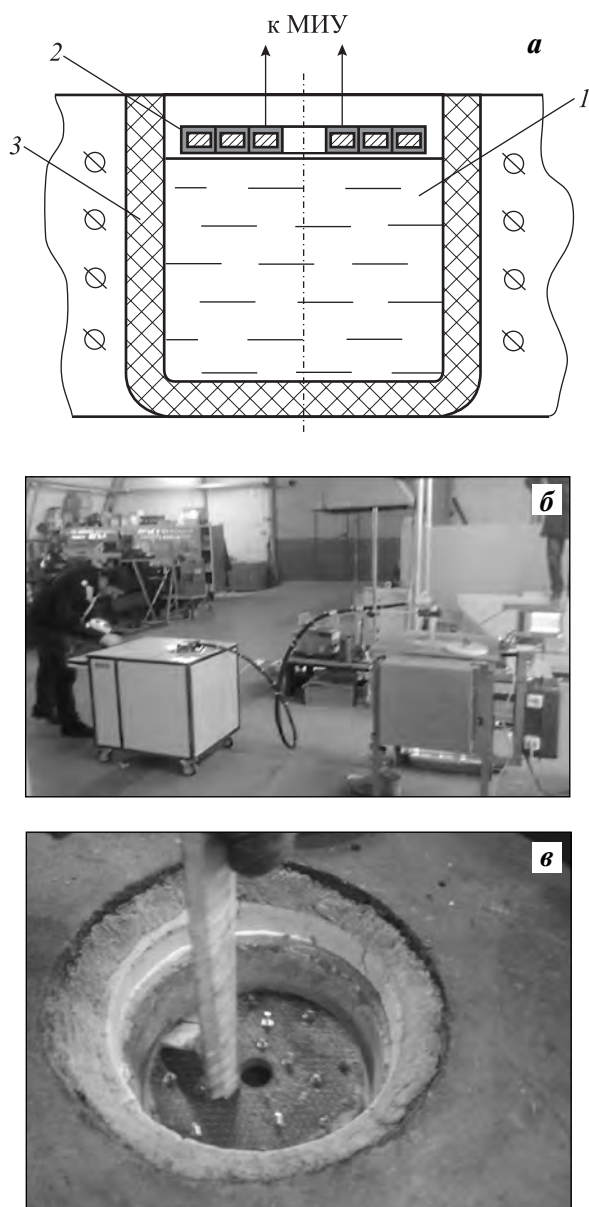


Рис. 2. Установка для магнитно-импульсной обработки расплавов

*а, б, в* — соответственно схема, установка и индуктор в работе  
*1* — расплав; *2* — индуктор в термозащитном корпусе; *3* — тигель

Таблица 4  
**Влияние МИО на структуру и свойства лигатур Al–20мас.%Si**

Вид обработки	Количество импульсов	Средний размер кристаллов Si <sub>п</sub> , мкм	Плотность, г/см <sup>3</sup>	Электропроводность, МСм/м
Отсутствует	—	530	2,658	13,2
МИО	1	282	2,670	14,7
	2	106	2,679	15,1
	3	88	2,681	15,2

ное движение зеркала расплава, а разряды энергией 2,0–2,5 кДж приводили к разрыву поверхности зеркала и выплескам расплава на нижнюю часть термозащитного корпуса.

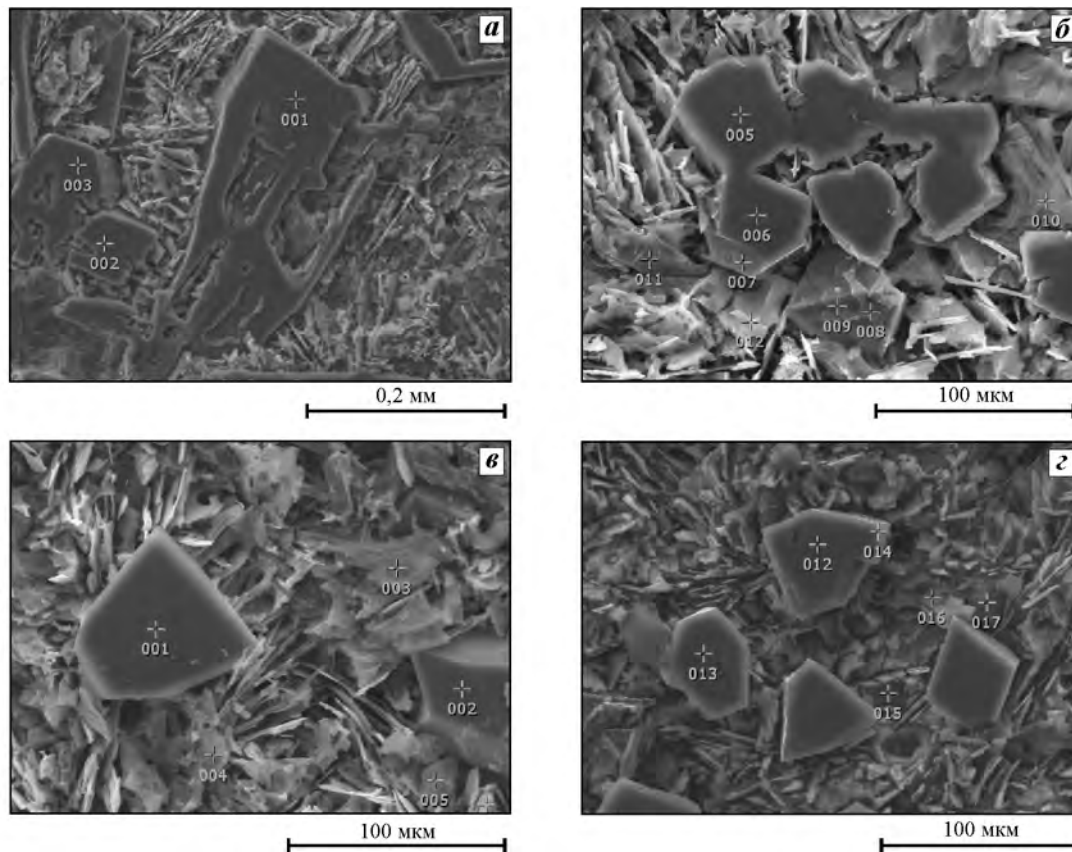
Для приготовления лигатурных расплавов Al–20мас.%Si в качестве шихты использовали отходы электротехнического алюминия и кремний марки Кр0 фракцией 5–7 мм. Каждую плавку готовили отдельно в печи сопротивления. Кремний во всех случаях замешивали одной порцией в перегретый до 973 К расплав алюминия. Лигатурный расплав, который не подвергали магнитно-импульсной обработке, после введения кремния выдерживали в течение 20 мин, снимали шлак, перемешивали и заливали в холодные чугунные изложницы. Расплавы, подвергаемые МИО, сразу после добавления кремния обрабатывали энергией разряда 1,5 кДж с количеством импульсов  $n = 1-3$  при  $T = 973$  К. Общее время обработки с  $n = 3$  составляло не более 2 мин с учетом времени, требующегося на зарядку конденсаторов. После МИО расплавы заливали в холодные чугунные изложницы.

Для изучения микроструктуры лигатур вырезали образцы из геометрического центра чушек. Анализ микроструктуры проводили с использованием программно-аппаратного комплекса SIAMS-700. Элементный состав фаз устанавливали с помощью РЭМ (JEOL JSM-6390A). Плотность лигатур определяли методом гидростатического взвешивания, электропроводность — вихретоковым структуроскопом ВС-30Н.

### Результаты экспериментов и их обсуждение

В табл. 4 приведены результаты влияния МИО на структуру и свойства лигатур Al–20мас.%Si.

Из представленных результатов видно, что в исходной лигатуре размер первичных кристаллов



**Рис. 3.** Влияние количества импульсов при МИО с энергией разряда 1,5 кДж на параметры кристаллов первичного кремния в лигатуре Al—20мас.%Si  
*a* — без МИО; *б–г* — с МИО; *n* = 1 (*б*), 2 (*в*), 3 (*г*)

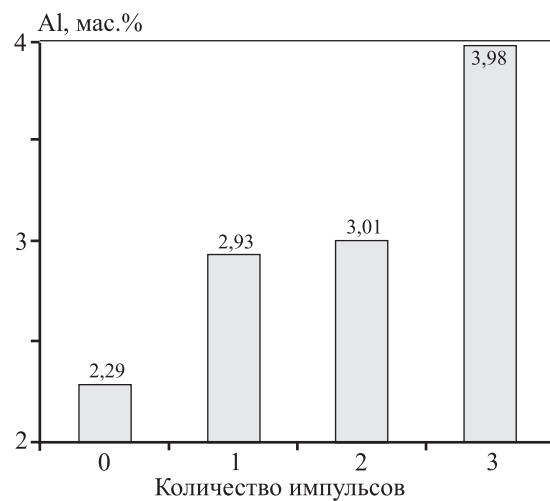
кремния  $Si_{II}$  близок к расчетной длине микротрещин, определенной по формуле (4). Это подтверждает возможность твердофазного дробления частиц, погруженных в расплав, под воздействием всесторонних растягивающих напряжений.

Дополнительный силовой фактор в виде магнитно-импульсных полей вызывает увеличение степени диспергирования частиц шихтового кремния даже при сокращении времени выдержки лигатурного расплава перед заливкой. Это показывает адекватность выражения (10) и целесообразность его использования для оценочного характера при выборе параметров МИО в зависимости от природы лигатурного сплава.

На рис. 3 показаны фрагменты микроструктуры лигатур Al—20мас.%Si в зависимости от способа обработки.

Из представленных результатов видно, что с увеличением количества импульсов при МИО происходит не только уменьшение размеров кристаллов  $Si_{II}$ , но и изменение их морфологии с разветвленной на

ограниченную. С учетом того, что затвердевание лигатурных расплавов происходило в одинаковых условиях, установленный факт можно в большей степени объяснить действием магнитно-импульсных



**Рис. 4.** Влияние количества импульсов при МИО на содержание Al в кристаллах первичного кремния

полей, интенсифицирующих процессы твердофазного диспергирования. Измельчение кристаллов кремния обусловило повышение плотности и электропроводности твердых лигатур, обработанных в процессе приготовления магнитно-импульсными полями. Локальный микрорентгеноспектральный анализ кристаллов первичного кремния показал, что с ростом количества импульсов при МИО лигатурных расплавов происходит увеличение содержания алюминия в кремниевых кристаллах (рис. 4).

Это может быть связано с тем, что МИО способствует расширению микротрещин в частицах кремния, улучшению смачивания их границ и растворению алюминия в кристаллах первичного кремния.

## Заключение

Результаты выполненных теоретических и экспериментальных исследований показали, что на начальных этапах формирования лигатурных расплавов оно происходит за счет твердофазного диспергирования частиц легирующих элементов в окружении алюминиевого расплава, обусловленного возникновением всесторонних растягивающих напряжений и наличием микротрещин по границам зерен.

На примере лигатуры Al–20мас.%Si теоретически обосновано и экспериментально подтверждено, что дополнительные внешние воздействия на расплав, например в виде магнитно-импульсных полей, интенсифицируют процессы твердофазного диспергирования частиц кремния.

Полученное выражение (10), связывающее показатель силового воздействия с энергией разряда и величиной растягивающих напряжений, позволяет прогнозировать основные параметры магнитно-импульсной обработки расплавов (энергию разряда, количество импульсов).

*Работа выполнена в рамках тематического плана СамГТУ по заданию Минобрнауки РФ по теме «Исследование закономерностей и разработка технологий синтеза наноструктурированных алюминиевых сплавов для обеспечения повышенных эксплуатационных свойств литых изделий» (договор 507/14).*

*Работа выполнена при государственной поддержке Минобрнауки РФ в рамках реализации мероприятий Программы повышения конкурентоспособности СГАУ среди ведущих мировых научно-образовательных центров на 2013–2020 гг.*

## Литература

1. *Nappi C.* The global aluminium industry 40 years from 1972. World Aluminium, 2013.
2. Improving sustainability in the transport sector through weight reduction and the application of aluminium. URL: <http://alcoa.com/global/en/environment/pdf/GTS...final.pdf>.
3. *Спаский А.Г., Фомин Б.А., Олейников С.И.* Температурная обработка жидких металлов и ее влияние на механические свойства отливок // Литейн. пр-во. 1959. No. 10. С. 35–37.
4. *Ри Хосен, Ри Э.Х., Химухин С.Н., Калугин М.Е., Стаценко Д.П.* Влияние термоскоростной обработки расплава на структурообразование и механические свойства отливок из алюминиевых сплавов // Литейщик России. 2010. No. 8. С. 12–14.
5. *Деев В.Б., Феоктистов А.В., Селянин И.Ф., Коколевский И.В.* Определение оптимальных температур перегрева бинарных силуминов по политермам вязкости // Изв. вузов. Чер. металлургия. 2001. No. 8. С. 62–63.
6. *Эскин Г.И.* Влияние кавитационной обработки расплава на структуру и свойства литых и деформированных легких сплавов // Вестн. РАЕН. 2010. No. 3. С. 82–89.
7. *Зарембо В.И.* Фоновое резонансно-акустическое управление гетерофазными процессами // Теорет. основы хим. технологии. 2006. Т. 49. No. 5. С. 520–532.
8. *Ри Э.Х., Ри Хосен, Дорофеев С.В., Якимов В.И.* Влияние облучения жидкой фазы наносекундными электромагнитными импульсами на ее строение, процессы кристаллизации, структурообразования и свойства литейных сплавов. Владивосток: Дальнаука, 2008.
9. *Глуценков В.А., Черников Д.Г., Никитин В.И., Никитин К.В.* О воздействии импульсных магнитных полей на расплавы // Металлургия машиностроения. 2012. No. 4. С. 47–50.
10. *Грабовый В.М.* Выбор технологии электрогидроимпульсной подготовки расплава к заливке // Металлургия машиностроения. 2009. No. 1. С. 29–34.
11. *Напалков В.И., Махов С.В.* Легирование и модифицирование алюминия и магния. М.: МИСиС, 2002.
12. *Никитин В.И., Никитин К.В.* Наследственность в литых сплавах. М.: Машиностроение-1, 2005.
13. *Тимошенко С.П., Гудьер Дж.* Теория упругости. М.: Наука, 1979.
14. *Дриц М.Е.* Свойства элементов: Справ. изд. М.: Металлургия, 1985.
15. *Напалков В.И., Бондарев Б.И., Тарарышкин В.И., Чух-*



пов М.В. Лигатуры для производства алюминиевых и магниевых сплавов. М.: Metallurgiya, 1983.

## References

1. *Nappi C.* The global aluminium industry 40 years from 1972. World Aluminium, 2013.
2. Improving sustainability in the transport sector through weight reduction and the application of aluminium. URL: <http://alcoa.com/global/en/environment/pdf/GTS...final.pdf>.
3. *Spasskii A.G., Fomin B.A., Oleinikov S.I.* Temperaturnaya obrabotka zhidkikh metallov i eyo vliyanie na mekhanicheskie svoystva otlivok [Thermal treatment of liquid metals and its influence on the mechanical properties of castings]. *Liteinoe proizvodstvo*. 1959. No. 10. P. 35–37.
4. *Ri Hosen, Ri E.H., Himyhin S.N., Kalygin M.E., Statsenko D.P.* Vliyanie termoskorosnoi obrabotki rasplava na strukturoobrazovanie i mekhanicheskie svoystva otlivok iz alyuminievykh splavov [The influence of thermo-speed treatment of melt on structure and mechanical properties of castings of aluminum alloys]. *Liteishik Rossii*. 2010. No. 8. P. 12–14.
5. *Deev V.B., Feoktistov A.V., Sel'yanin I.F., Kokolevskii I.V.* Opredelenie optimal'nykh temperatur peregreva binarnykh siluminov po politermam vyazkozti [Determination of the optimal temperature of the overheating binary silumins by polythermal viscosity]. *Izvestiya vuzov. Chernaya metallurgiya*. 2001. No. 8. P. 62–63.
6. *Eskin G.I.* Vliyanie kavitatsionnoi obrabotki rasplava na strukturu i svoystva litih i deformirovannykh l'ogkikh splavov [The influence of cavitation treatment of the melt on the structure and properties of cast and deformed light alloys]. *Vestnik RAEN*. 2010. No. 3. P. 82–89.
7. *Zaremba V.I.* Fonovoe rezonansno-akusticheskoe upravlenie geterofaznymi processami [Background resonance-acoustic control of heterophase processes]. *Teoret. osnovi him. tekhnologii*. 2006. Vol. 49. No. 5. P. 520–532.
8. *Ri E.H., Ri Hosen, Dorofeev S.V., Yakimov V.I.* Vliyanie ob-lucheniya zgidkoi fazi nanosekundnymi elektromagnitnymi impul'sami na ee stroenie, processi kristallizatsii, strukturoobrazovanie i svoystva liteinykh splavov [Effect of irradiation of the liquid phase by nanosecond electromagnetic pulses on its structure, crystallization, structure and properties of casting alloys]. Vladivostok: Dal'nauka, 2008.
9. *Glyshchenkov V.A., Chernikov D.G., Nikitin V.I., Nikitin K.V.* O vozdeistvii impul'snykh magnitnykh polei na rasplavi [About the effects of pulsed magnetic fields on the melt]. *Metallurgiya mashinostroeniya*. 2012. No. 4. P. 47–50.
10. *Grabovii V.M.* Vibor tehnologii elektrogidroiimpul'snoyi podgotovki rasplava k zalivke [The choice of technology electrohydraulic-pulsed preparation of the melt to the fill]. *Metallurgiya mashinostroeniya*. 2009. No. 1. P. 29–34.
11. *Napalkov V.I., Mahov S.V.* Legirovanie i modifitsirovanie alyuminiya i magniya [Alloying and modification of aluminum and magnesium]. Moscow: MISIS, 2002.
12. *Nikitin V.I., Nikitin K.V.* Nasledstvennost' v litih splavah [Heredity in cast alloys]. Moscow: Mashinostroenie-1, 2005.
13. *Timoshenko S.P., Gyd'er G.* Teoriya uprugosti [Theory of elasticity]. Moscow: Nauka, 1979.
14. *Drits M.E.* Svoystva elementov [The properties of the elements: reference edition]. Moscow: Metallurgiya, 1985.
15. *Napalkov V.I., Bondarev B.I., Tararishkin V.I., Shyhrov M.V.* Ligaturi dlya alyuminievykh i magnievykh splavov [Master alloys for the production of aluminium and magnesium alloys]. Moscow: Metallurgiya, 1983.