

УДК 539.216; 539.22; 538.91

МИКРОСТРУКТУРА И МИКРОТВЕРДОСТЬ СПЛАВА Al – Si, ЛЕГИРОВАННОГО Mg, Mn, Fe, Ni, Cu, ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ ЗАТВЕРДЕВАНИИ

О. В. ГУСАКОВА¹⁾, В. Г. ШЕПЕЛЕВИЧ²⁾

¹⁾Международный государственный экологический институт им. А. Д. Сахарова БГУ,
ул. Долгобродская, 23/1, 220070, г. Минск, Беларусь

²⁾Белорусский государственный университет, пр. Независимости, 4, 220030, г. Минск, Беларусь

Исследовано влияние высокоскоростного затвердевания на микроструктуру, зеренную структуру, текстуру и микротвердость сплавов системы Al – Si, легированных металлами. Показано, что при постоянстве элементного состава по толщине фольга имеет слоистую микроструктуру, которая формируется в результате различных условий затвердевания. Установлено, что в слое, прилегающем к кристаллизатору, затвердевание протекает с образованием наноразмерных частиц двух видов: глобулярных частиц кремния, средний размер которых составляет 110 нм, и неглобулярных частиц, содержащих металлы и имеющих размер до 30 нм. Проанализированы причины повышения микротвердости сплава за счет дополнительного торможения скользящих дислокаций на некогерентных частицах по механизму Орована в зависимости от объемной доли кремния. Отмечена возможность увеличения микротвердости силумина, легированного металлами, до 2 ГПа, что в 4 раза превышает микротвердость литого силумина, полученного при квазиравновесном затвердевании. Разработанные сплавы являются перспективным исходным материалом для порошковой металлургии при изготовлении изделий прессованием.

Ключевые слова: силумины; легирование металлами; высокоскоростное затвердевание; микроструктура; микротвердость.

MICROSTRUCTURE AND MICROHARDNESS OF Al – Si ALLOY DOPED BY Mg, Mn, Fe, Ni, Cu AT HIGH-SPEED SOLIDIFICATION

O. V. GUSAKOVA^a, V. G. SHEPELEVICH^b

^aInternational Sakharov Environmental Institute, Belarusian State University,
23/1 Dawgabrodskaja Street, Minsk 220070, Belarus

^bBelarusian State University, 4 Niezaliezhnasci Avenue, Minsk 220030, Belarus

Corresponding author: O. V. Gusakova (ol.gusakova@gmail.com)

The influence of high-speed solidification on the microstructure, grain structure, texture and microhardness of Al – Si system alloys doped by metals has been studied. It is shown that, with a constant elemental composition in thickness, the foil has a layered microstructure, which is formed as a result of various solidification conditions. It has been established

Образец цитирования:

Гусакова ОВ, Шепелевич ВГ. Микроструктура и микротвердость сплава Al – Si, легированного Mg, Mn, Fe, Ni, Cu, при высокоскоростном затвердевании. *Журнал Белорусского государственного университета. Физика.* 2024;1:65–74.
EDN: RSTXUW

For citation:

Gusakova OV, Shepelevich VG. Microstructure and microhardness of Al – Si alloy doped by Mg, Mn, Fe, Ni, Cu at high-speed solidification. *Journal of the Belarusian State University. Physics.* 2024;1:65–74. Russian.
EDN: RSTXUW

Авторы:

Ольга Вадимовна Гусакова – кандидат физико-математических наук, доцент; доцент кафедры ядерной и радиационной безопасности факультета мониторинга окружающей среды.
Василий Григорьевич Шепелевич – доктор физико-математических наук, профессор; профессор кафедры физики твердого тела и нанотехнологий физического факультета.

Authors:

Olga V. Gusakova, PhD (physics and mathematics), docent; associate professor at the department of nuclear and radiation safety, faculty of environmental monitoring.
ol.gusakova@gmail.com
<https://orcid.org/0000-0002-9796-4476>
Vasily G. Shepelevich, doctor of science (physics and mathematics), full professor; professor at the department of solid state physics and nanotechnologies, faculty of physics.
shepelevich@bsu.by
<https://orcid.org/0000-0002-5899-1690>

that in the foil layer adjacent to the crystalliser, solidification proceeds with the formation of nanosized particles of two types: globular silicon particles with an average size of 110 nm and non-globular particles containing metals with a size of up to 30 nm. The reasons of increasing the microhardness of the alloy due to additional braking of gliding dislocations on incoherent particles according to the Orowan mechanism are analysed depending on the volume fraction of silicon. The possibility of increasing the microhardness of silumin alloyed with metals to 2 GPa has been noted, which is 4 times higher than the microhardness of cast silumin obtained during quasi-equilibrium solidification. The developed alloys are promising starting materials for powder metallurgy in the manufacture of pressed products.

Keywords: silumins; alloying with metals; high-speed solidification; microstructure; microhardness.

Введение

Сплавы на основе алюминия, в том числе силумины (Al – Si), широко используются в силу хороших функциональных свойств. При низких значениях удельной плотности и коэффициента линейного расширения они обладают высокой растекаемостью, прочностью и коррозионной стойкостью [1; 2]. Твердость силуминов растет с увеличением концентрации кремния. Однако при равновесной кристаллизации кремний затвердевает в виде крупных пластин, которые становятся концентраторами напряжений при деформации, что приводит к растрескиванию. По этой причине улучшение функциональных характеристик силуминов в первую очередь связано с уменьшением размеров и изменением формы частиц кремния с пластинчатой на равноосную или разветвленную [3; 4]. В настоящее время разрабатываются два основных способа модификации кремния: введение в расплав модифицирующих добавок [5; 6] и использование технологии высокоскоростного затвердевания. Затвердевание при высоких скоростях охлаждения расплава (до 10^3 K/c) реализуется при литье под давлением, литье в охлаждаемые формы [7; 8]. Установлено, что при таких скоростях охлаждения расплава многие легирующие элементы оказывают как положительное, так и отрицательное влияние на функциональные свойства сплавов [9; 10]. Очень эффективным способом измельчения структурных составляющих является использование более высоких скоростей охлаждения расплава (до 10^6 K/c), которые достигаются при обработке поверхности высокоэнергетическими потоками плазмы и электронов, а также при сверхбыстрой закалке из расплава [11–13]. В настоящее время показано, что метод сверхбыстрой закалки из расплава обеспечивает измельчение микроструктуры и улучшение механических свойств доэвтектических и заэвтектических силуминов, в том числе содержащих отдельные легирующие элементы [14–19]. Менее изученными остаются силумины эвтектического и околоэвтектического составов. В данной статье представлены результаты исследования влияния комплексного легирования металлами на микроструктуру и механические свойства сплава Al – Si доэвтектического и эвтектического составов.

Материалы и методы исследования

В ходе работы исследовались микроструктура, элементный состав, зеренная структура, текстура и микротвердость промышленного сплава АК12оч (сплав № 1) и полученных на его основе сплавов Al – Si – (Mg, Mn, Fe, Ni, Cu) (сплавы № 2–4). Концентрация элементов в данных сплавах приведена в табл. 1.

Таблица 1

Состав исследуемых сплавов

Table 1

Composition of the studied alloys

Номер сплава	Концентрация элементов, мас. %						
	Al	Si	Mg	Mn	Fe	Ni	Cu
1	87,6	12,2	–	–	0,2	–	–
2	83,0	12,5	0,8	0,4	0,7	0,9	1,7
3	84,8	11,1	0,6	0,4	0,6	0,8	1,7
4	88,6	7,7	0,4	0,3	0,9	0,3	1,8

Сначала осуществлялось приготовление сплавов АК12оч – Mg, АК12оч – Mn, АК12оч – Fe, АК12оч – Ni, АК12оч – Cu путем легирования сплава АК12оч элементом соответствующей массы (например, 98 г АК12оч + 2 г Cu). Затем они сплавлялись в равных долях при температуре выше температуры эвтектики. Для изменения концентрации кремния добавлялся алюминий марки А995 или порошок монокристаллического кремния. Окончательный состав сплава определялся экспериментально методом рентгеноспектрального микроанализа.

Для изготовления фольги использовался массивный образец, полученный при охлаждении расплава на воздухе в графитовой изложнице размером $15 \times 5 \times 3$ мм. С применением метода сверхбыстрой закалки из расплава кусочки образца расплавлялись и выливались на внутреннюю полированную поверхность вращающегося медного барабана – кристаллизатора. Внутренний радиус барабана составлял 20 мм, линейная скорость вращения равнялась 15 м/с. При попадании на кристаллизатор расплав разделялся на отдельные капли, каждая из которых растекалась тонким слоем и затвердевала в виде фольги. Толщина фольги зависела от объема капли и находилась в пределах от 30 до 180 мкм. В работе представлены результаты исследования фольги толщиной 100 мкм. Средняя скорость охлаждения расплава при такой толщине фольги оценивается равной 10^5 К/с [19].

Для исследования микроструктуры применялся сканирующий электронный микроскоп LEO-1455VP (*Carl Zeiss*, Германия). Шлифы продольного (параллельно поверхности) и поперечного сечений фольги изготавливались на полировальной установке TegraPol-25 (*Struers*, Дания) с использованием реактивов и методики полировки алюминиевых сплавов фирмы-производителя. Элементный состав и распределение элементов изучались методом рентгеноспектрального микроанализа с помощью энергодисперсионного спектрометра Aztec Energy Advanced X-Max 80 (*Oxford Instruments*, Великобритания). Зеренная структура исследовалась методом дифракции обратноотраженных электронов с применением дифракционной приставки фазового анализа.

Измерения микротвердости проводились на микротвердомере 735MVA (*Shenzhen Pride Instrument*, Китай) после предварительной полировки образцов. Величина нагрузки составляла 50 г. Исследования выполнялись на трех образцах каждого сплава: на поверхности фольги, прилегающей к кристаллизатору (поверхность *A*), свободно затвердевающей поверхности (поверхность *B*), а также поверхности поперечного сечения. На каждом образце было получено по 10 отпечатков. Максимальная погрешность при определении величины микротвердости не превышает 9 %.

Результаты и их обсуждение

На рис. 1 представлено изображение микроструктуры фольги сплавов № 2–4 в поперечном сечении. Установлено, что быстрозатвердевшая фольга сплавов системы Al – Si имеет слоистую микроструктуру, которая обусловлена изменением термодинамических условий на границе раздела фаз твердое тело – расплав, при этом состав фольги по толщине не изменяется [20; 21].

Микроструктура слоев отличается. Слой *A*, прилегающий к поверхности *A*, формируется в условиях наиболее глубокого переохлаждения и при максимальной скорости теплоотвода. Он состоит из дисперсных включений в матрице алюминия. В сплаве № 1 присутствуют однородно распределенные дисперсные включения кремния [22]. На рис. 2, б, представлен участок микроструктуры слоя *A* сплава № 2, рассмотренный после глубокого травления, направленного на удаление матрицы алюминия. Выявлены два типа включений: глобулярные включения кремния, средний размер которых составляет 110 нм, и неглобулярные включения, размер которых не превышает 30 нм (показаны стрелками). Эти включения, по-видимому, содержат легирующие элементы.

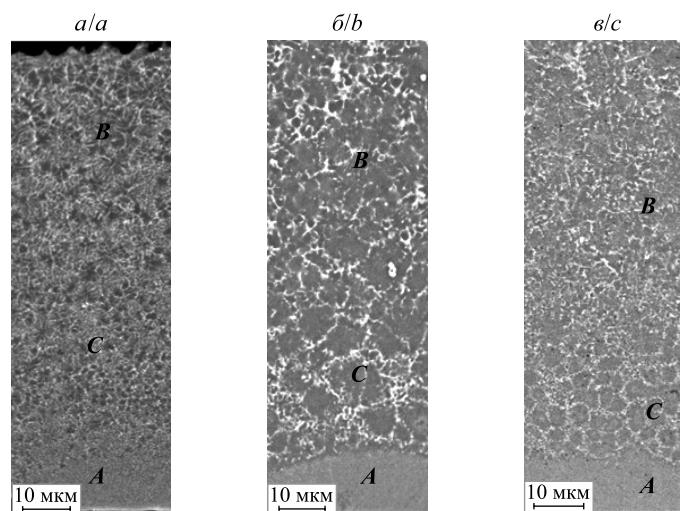


Рис. 1. Микроструктура поперечного сечения фольги исследуемых сплавов:
а – сплав № 4; б – сплав № 3; в – сплав № 2

Fig. 1. Microstructure of the cross section of the foil of the studied alloys:
a – alloy No. 4; b – alloy No. 3; c – alloy No. 2

По мере выделения скрытой теплоты кристаллизации уменьшается переохлаждение расплава. Кроме того, ухудшается теплоотвод, поскольку он осуществляется через затвердевший слой фольги. Это приводит к снижению скорости затвердевания и образованию характерных для аномальной эвтектики системы Al – Si первичных дендритов α -Al и смеси алюминия и кремния в междендритном пространстве. Слой *C* является переходным слоем от слоя *A* к слою *B*, прилегающему к поверхности *B*, и обладает особенностями микроструктуры в зависимости от концентрации кремния. При низкой концентрации кремния в доэвтектических силуминах он имеет ячеистую микроструктуру [21], при концентрации кремния, близкой к эвтектике, – дендритно-ячеистую [22; 23]. Типичные микроструктуры слоев *A* и *B* и карта распределения кремния для сплава № 2 приведены на рис. 2. В микроструктуре слоя *B* выявляются первичные дендриты алюминия (показаны стрелкой), светлые включения на границах ветвей дендритов соответствуют интерметаллическим соединениям.

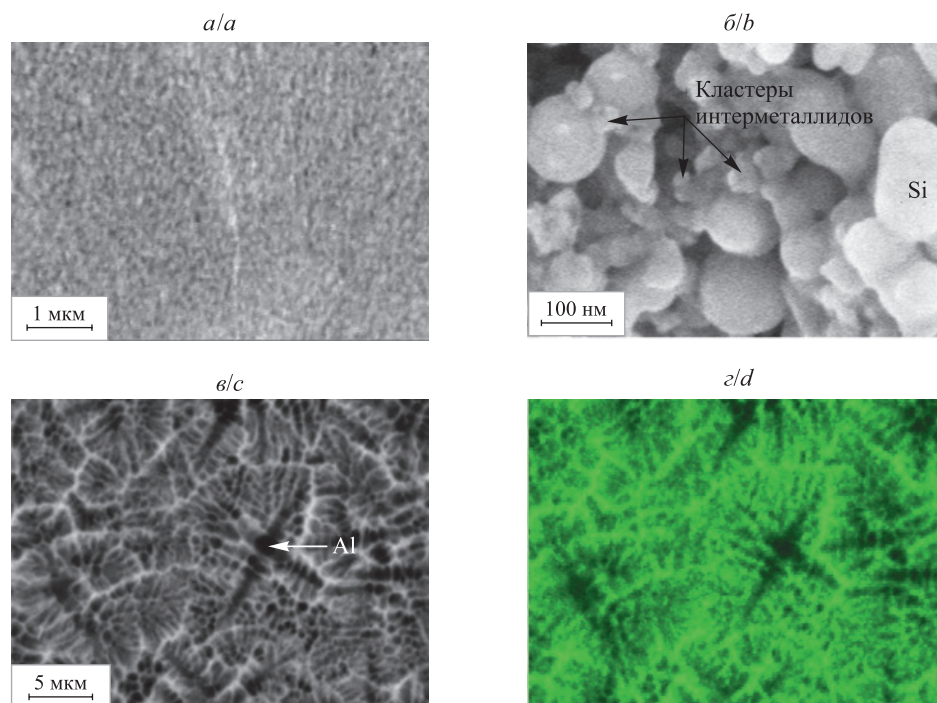


Рис. 2. Микроструктура и карта распределения кремния в слоях фольги сплава № 2:
a, *b* – микроструктура слоя *A* при различном увеличении; *в* – микроструктура слоя *B*;
г – распределение кремния в слое *B*

Fig. 2. Microstructure and map of silicon distribution in the foil layers of alloy No. 2:
a, *b* – microstructure of layer *A* at different magnifications; *c* – microstructure of layer *B*;
d – silicon distribution in layer *B*

В исследуемых сплавах основным элементом является алюминий. Его концентрация составляет от 83,0 до 88,6 мас. %. Из присутствующих в сплавах фаз (алюминий, кремний и интерметаллические соединения) именно алюминий обладает наименьшей твердостью и наибольшей пластичностью. По этой причине деформация, обусловленная движением дислокаций, должна начинаться и развиваться в фазе алюминия. В связи с этим интерес представляют исследование зеренной структуры алюминия и определение ориентации зерен. На рис. 3 приведены карты зеренной структуры алюминия, полученные с поверхностей *A* и *B* фольги сплава № 1. Схема окраски зерен представлена на рис. 3, б.

Полученные данные свидетельствуют о микрокристаллической зеренной структуре. Средние значения параметров зеренной структуры (размеров зерен, числа соседних зерен и отношения длины к ширине) на поверхностях *A* и *B* фольги сплавов № 1–4 приведены в табл. 2.

Для поликристаллов существенное влияние на микротвердость может оказать наличие преимущественной ориентации и взаимной разориентации зерен в фольге. На рис. 4 приведены данные о разориентации соседних и случайно выбранных зерен поверхностей *A* и *B* сплава № 1. Полученные данные говорят об отсутствии корреляции в ориентации случайно выбранных зерен (пунктирная линия соответствует расчетной кривой разориентации некоррелирующих зерен). Наличие максимума доли соседних зерен в низкоугловой области свидетельствует о повышенной плотности малоугловых границ на поверхности *A*.

Таблица 2

Параметры зеренной структуры фольги исследуемых сплавов

Table 2

Parameters of the grain structure of the foil of the studied alloys

Номер сплава	Размеры зерен, мкм		Число соседних зерен		Отношение длины к ширине	
	Поверхность А	Поверхность В	Поверхность А	Поверхность В	Поверхность А	Поверхность В
1	6,2	4,2	5,0	5,2	2,0	1,7
2	3,4	3,8	4,9	4,8	1,6	1,5
3	3,3	4,0	5,0	4,9	1,7	1,6
4	3,3	3,9	4,9	5,0	1,6	1,7

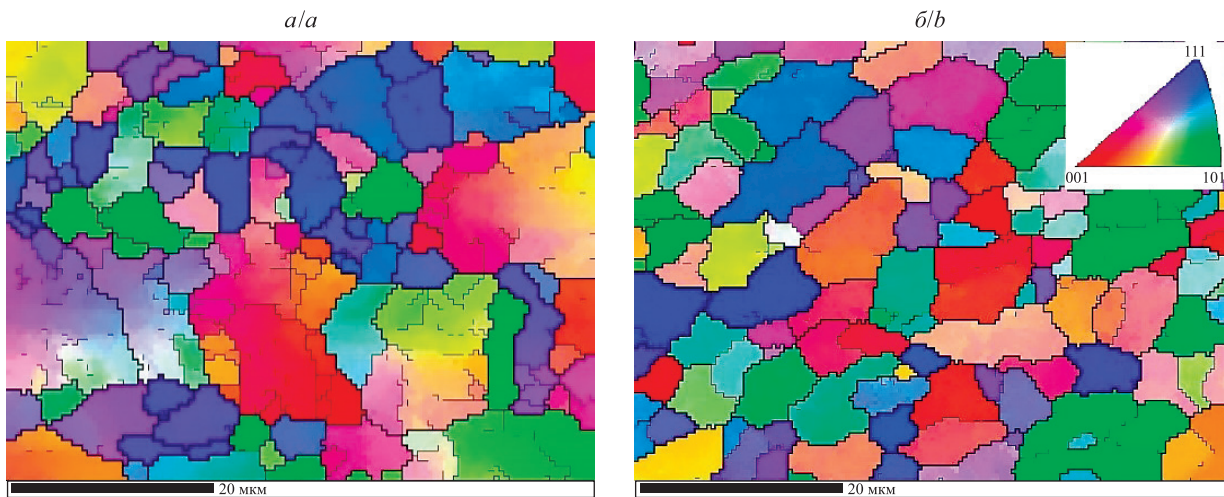


Рис. 3. Зеренная структура фольги сплава № 1:
а – поверхность А; б – поверхность В

Fig. 3. Grain structure of the foil of alloy No. 1:
a – surface A; b – surface B

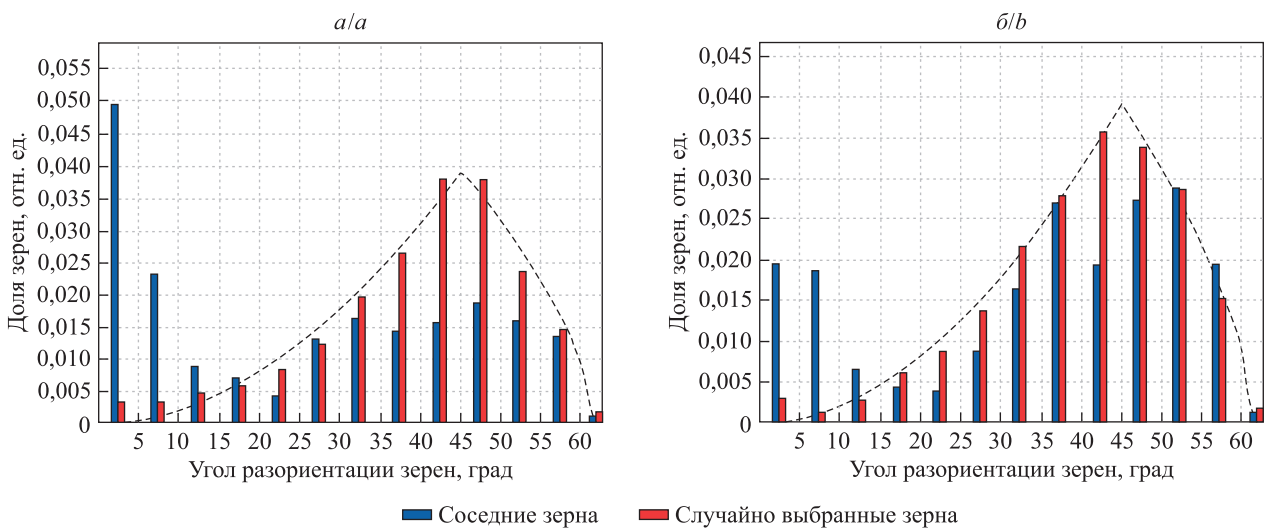


Рис. 4. Разориентация зерен в фольге сплава № 1:
а – поверхность А; б – поверхность В

Fig. 4. Misorientation of grains in the foil of alloy No. 1:
a – surface A; b – surface B

Анализ текстуры зерен, проведенный с использованием метода дифракции обратноотраженных электронов, позволяет утверждать, что в исследуемых сплавах отсутствует как текстура зарождения, так и текстура роста. На рис. 5 приведены полюсные фигуры, построенные для проекции плоскости (111), являющейся плоскостью легкого скольжения алюминия, на плоскости поверхностей *A* и *B* фольги сплава № 3. В фольге сплавов № 1, 2 и 4 преимущественной ориентации зерен также не обнаружено.

На рис. 6 приведены значения микротвердости в слоях *A*, *C* и *B* фольги сплавов № 1–4.

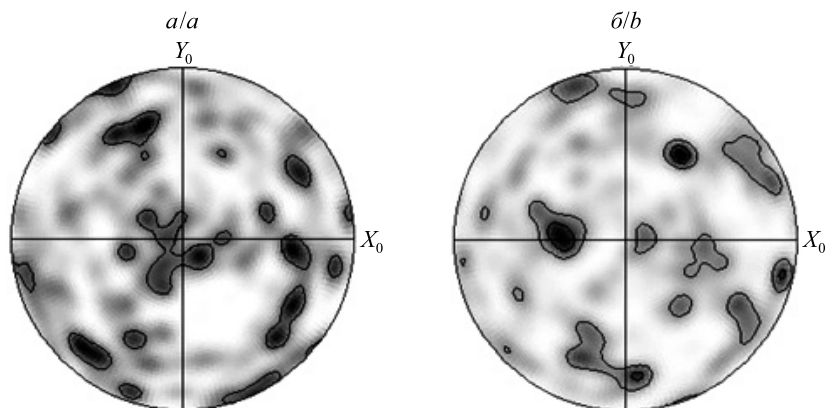


Рис. 5. Полюсные плотности проекции плоскости (111) на плоскости поверхностей *A* и *B* фольги сплава № 3

Fig. 5. Pole densities of the projection of the plane (111) on the planes of surface *A* and *B* of the foil of alloy No. 3

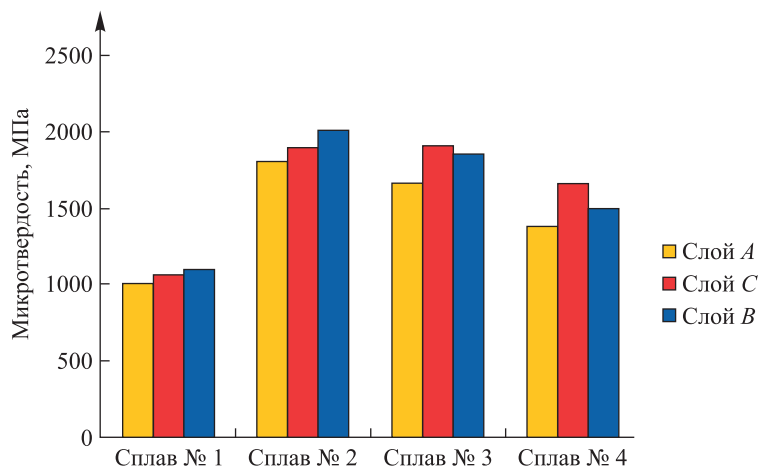


Рис. 6. Микротвердость исследуемых сплавов

Fig. 6. Microhardness of the studied alloys

Микротвердость фольги сплава № 1 в 2 раза превышает микротвердость литого образца, полученного в квазиравновесных условиях (490 МПа), а дополнительное многокомпонентное легирование приводит к увеличению микротвердости в 3–4 раза.

Микротвердость сплава определяется по размеру отпечатка и характеризует упругие и пластические свойства материала. В структуре отпечатка не обнаружено трещин. Это позволяет утверждать, что он получен в результате пластической деформации материала. Поскольку фольги имеют слоистую микроструктуру, то микротвердость должна анализироваться с учетом структурно-фазового состояния каждого слоя.

В слое *A* сплава № 1, кроме сопротивления решетки, дополнительным препятствием для движения скользящих дислокаций являются сформировавшиеся в объеме зерна глобулярные некогерентные матрице недеформируемые включения кремния. Реализуются различные механизмы взаимодействия сдвигообразующих дислокаций с включениями, приводящие к образованию сетки неподвижных дислокаций, что обеспечивает деформационное упрочнение материала. При небольших деформациях преимущественный вклад в упрочнение вносят призматические дислокационные петли, которые образуются при

вдавливании частиц и неровностей поверхности. При взаимодействии с глобулярными включениями кремния скользящие дислокации огибают их, оставляя за собой кольца Орована [24]. Дополнительное напряжение, необходимое для преодоления дислокацией глобулярной частицы (напряжение Орована), в общем случае при небольшом размере частиц определяется выражением

$$\tau_{Or} = \frac{Gb}{\lambda},$$

где G – модуль сдвига матрицы; b – вектор Бюргерса; λ – расстояние между частицами.

При достаточно крупных частицах необходимо учитывать их объемную долю (φ) и размеры. Экспериментально установленные размеры частиц кремния слабо зависят от концентрации кремния в исследованных сплавах и находятся в пределах 110–120 нм (средний радиус $\delta = 55$ нм). Однако снижение концентрации кремния приводит к увеличению среднего расстояния между частицами (λ_{Si}). Значение λ_{Si} определяется по формуле

$$\lambda_{Si} = R_s - 0,5\pi\delta,$$

где $R_s = \delta \sqrt{\frac{2\pi}{3\varphi}}$ – среднее расстояние между центрами частиц, зависящее от объемной доли частиц и их размеров [24].

Рассчитанные для сплавов № 1–4 значения λ_{Si} составляют 144; 145; 153 и 214 нм соответственно. Увеличение λ_{Si} с уменьшением концентрации кремния означает снижение вклада частиц кремния в деформационное упрочнение материала по механизму Орована.

Дислокационные кольца Орована накапливаются. После образования петель Орована скользящая дислокация тормозится на включении, размер которого увеличивается на размер окружающих его дислокационных петель. При достижении критической плотности дислокаций могут образовываться дислокационные диполи – две краевые дислокации разных знаков. Они располагаются в соседних плоскостях и представляют собой устойчивую систему, эффективно препятствующую движению скользящих дислокаций.

Помимо глобулярных включений кремния, в сплавах № 2–4 присутствуют наноразмерные включения, в состав которых входят легирующие металлы. Объемную долю таких включений трудно оценить практически, так как они рентгеноаморфны и к тому же часть металлов растворяется в кремнии. Кроме того, для определения пространственного расположения наноразмерных включений необходимо проводить дополнительные исследования. Однако очевидно, что при прочих равных параметрах сплава № 1 и легированных сплавов (близкие значения размеров зерен, включений кремния, однородный характер распределения включений) присутствие наноразмерных частиц, содержащих металлы, и растворенных элементов приводит к существенному увеличению микротвердости как за счет твердорастворного механизма торможения скользящих дислокаций, так и за счет наличия дополнительных препятствий в виде наноразмерных частиц. Вместе с тем некогерентные матрицы наноразмерные частицы являются эффективным источником для образования призматических петель [24], а также колец Орована.

Величина критической плотности дислокаций ($\rho_{кр}$) зависит от соотношения среднего радиуса частиц кремния и расстояния между ними [25]:

$$\rho_{кр} = \frac{60}{\lambda_{Si}^2 - \frac{\pi\delta^2}{4}}.$$

Результаты измерений геометрических параметров микроструктурных составляющих и расчетов критической плотности дислокаций приведены в табл. 3.

Таблица 3

Геометрические параметры микроструктурных составляющих
и критическая плотность дислокаций Орована

Table 3

Geometric parameters of microstructural components
and critical Orowan dislocation density

Номер сплава	Объемная доля частиц кремния, отн. ед.	Средний радиус частиц кремния, нм	Среднее расстояние между частицами кремния, нм	Критическая плотность дислокаций Орована, 10^{12} м^{-2}
1	0,12	55	144	3,3
2	0,11	55	153	3,1
3	0,70	55	214	1,4

Полученные оценочные результаты показывают, что при комнатной температуре увеличение расстояния между частицами приводит к снижению плотности дислокаций.

Препятствием для движения дислокаций являются также границы зерен. При накоплении скользящих дислокаций у границы зерна создается напряжение, которое приводит к движению скользящих дислокаций в соседнем зерне. При встрече скользящей дислокации с малоугловой границей зерна возможен непосредственный прорыв дислокации через границу. Стоит отметить, что в слое *A* на границах зерен не выявлено скопления выделений кремния и интерметаллических соединений.

Экспериментально установлено, что для всех сплавов наблюдается небольшое повышение микротвердости в слое *C*. Отличительной особенностью микроструктуры слоя *C* является как присутствие дисперсных частиц в объеме, так и их выделение на границах ячеек и зерен. Включения частиц на границах зерен являются эффективным препятствием для передачи напряжения из деформированного зерна в соседнее зерно, снижают подвижность границ зерен, затрудняют развитие деформаций по границам, тем самым повышая микротвердость сплава.

Слой *B* содержит небольшую долю первичных дендритов алюминия. Основной объем занимает смесь тонких разветвленных пластин эвтектического кремния и алюминия в междендритном пространстве. Пластины кремния являются эффективным упрочняющим фактором. Как показали результаты рентгеноструктурного микроанализа, до 70 % легирующих металлов локализованы в объеме фазы алюминия в виде твердого раствора и наноразмерных частиц интерметаллических соединений [22], что приводит к дополнительному (по сравнению со сплавом № 1) торможению скользящих дислокаций. Кроме того, на границах дендритных зерен образуются сравнительно крупные интерметаллические включения, являющиеся непреодолимым препятствием для скользящих дислокаций.

Заключение

Таким образом, установлено, что получение сплава Al – Si методом сверхбыстрой закалки из расплава приводит к увеличению микротвердости фольги сплава АК12оч в 2 раза по сравнению с микротвердостью массивного образца за счет измельчения фазы кремния, уменьшения размера зерен и образования глобулярных наноразмерных частиц.

В сплавах, легированных Mg, Mn, Fe, Ni и Cu, рост концентрации кремния в фольге с 7 до 12 мас. % способствует увеличению микротвердости на 15–20 %.

Дополнительное легирование металлами повышает микротвердость фольги по сравнению с микротвердостью массивного нелегированного силумина в 3–4 раза, а по сравнению с микротвердостью фольги сплава АК12оч в 2 раза, что обусловлено формированием твердого раствора на основе алюминия, образованием наноразмерных частиц, содержащих металлы, присутствием частиц в объеме и на границах ячеек, а также наличием включений интерметаллических соединений на границах зерен.

Библиографические ссылки

1. Ye Haizhi. An overview of the development of Al – Si alloy based material for engine applications. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2003;12(3):288–297. DOI: 10.1361/105994903770343132.
2. Peeru Naik M, Balaram Padal KT. A review on friction and wear performance of Al – Si alloy / steel tribopair. *Materials Today: Proceedings*. 2019;18(part 7):5502–5506. DOI: 10.1016/j.matpr.2019.07.581.
3. Barrirero J. *Eutectic modification of Al – Si casting alloys* [dissertation]. Linköping: LiU-Tryck; 2019. XXVIII, 82 p. (Linköping studies in science and technology; number 2014).
4. Chen Jiqiang, Liu Chao, Wen Feng, Zhou Qiongyu, Zhao Hongjin, Guan Renguo. Effect of microalloying and tensile deformation on the internal structures of eutectic Si phase in Al – Si alloy. *Journal of Materials Research and Technology*. 2020;9(3):4682–4691. DOI: 10.1016/j.jmrt.2020.02.096.
5. Марукович ЕИ, Стеценко ВЮ. Технологические проблемы модифицирования структуры отливок из силуминов. Пути решения. *Литье и металлургия*. 2019;2:19–22. DOI: 10.21122/1683-6065-2019-2-19-22.
6. Liang SS, Wen SP, Xu J, Wu XL, Gao KY, Huang H, et al. The influence of Sc – Si clusters on aging hardening behavior of dilute Al – Sc – (Zr) – (Si) alloy. *Journal of Alloys and Compounds*. 2020;842:155826. DOI: 10.1016/j.jallcom.2020.155826.
7. Стеценко ВЮ, Радько СЛ, Харьков СА, Ли Джонг Хун, Чой Ки Йонг. Повышение эффективности охлаждения отливок из силуминов при литье закалочным затвердением. *Литье и металлургия*. 2006;2(1):128–129.
8. Chen Rui, Shi Yu-feng, Xu Qing-yan, Liu Bai-cheng. Effect of cooling rate on solidification parameters and microstructure of Al – 7Si – 0.3Mg – 0.15Fe alloy. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2014;24(6):1645–1652. DOI: 10.1016/S1003-6326(14)63236-2.
9. Скоробагатко ЮП. Модифицирование заэвтектических алюминиевых сплавов с применением активных добавок. *Металл и литье Украины*. 2009;9:19–28.
10. Fortini A, Merlin M, Fabbri E, Piretti S, Garagnani GL. On the influence of Mn and Mg additions on tensile properties, microstructure and quality index of the A356 aluminum foundry alloy. *Procedia Structural Integrity*. 2016;2:2238–2245. DOI: 10.1016/j.prostr.2016.06.280.

11. Kimura T, Nakamoto T, Mizuno M, Araki H. Effect of silicon content on densification, mechanical and thermal properties of Al – xSi binary alloys fabricated using selective laser melting. *Materials Science and Engineering: A*. 2017;682:593–602. DOI: 10.1016/j.msea.2016.11.059.
12. Zaguliaev D, Konovalov S, Ivanov Yu, Gromov V, Petrikova E. Microstructure and mechanical properties of doped and electron-beam treated surface of hypereutectic Al – 11.1 % Si alloy. *Journal of Materials Research and Technology*. 2019;8(5):3835–3842. DOI: 10.1016/j.jmrt.2019.06.045.
13. Shimanski VI, Jevdokimovs A, Cherenda NN, Astashynski VM, Petrikova EA. Structure and phase composition of hypereutectic silumin alloy Al – 20Si after compression plasma flows impact. *Journal of the Belarusian State University. Physics*. 2021;2:25–33. DOI: 10.33581/2520-2243-2021-2-25-33.
14. Xu CL, Wang HY, Qiu F, Yang YF, Jiang QC. Cooling rate and microstructure of rapidly solidified Al – 20 wt. % Si alloy. *Materials Science and Engineering: A*. 2006;417(1–2):275–280. DOI: 10.1016/j.msea.2005.10.040.
15. Uzun O, Karaaslan T, Gogebakan M, Keskin M. Hardness and microstructural characteristics of rapidly solidified Al – 8–16 wt. % Si alloys. *Journal of Alloys and Compounds*. 2004;376(1–2):149–157. DOI: 10.1016/j.jallcom.2004.01.017.
16. Li Yong, Jiang Tao, Wei Bowen, Xu Boyue, Xu Guangming, Wang Zhaodong. Microcharacterization and mechanical performance of an Al – 50Si alloy prepared using the sub-rapid solidification technique. *Materials Letters*. 2020;263:127287. DOI: 10.1016/j.matlet.2019.127287.
17. Pramod SL, Ravikirana, Prasada Rao AK, Murty BS, Bakshi SR. Effect of Sc addition and T6 aging treatment on the microstructure modification and mechanical properties of A356 alloy. *Materials Science and Engineering: A*. 2016;674:438–450. DOI: 10.1016/j.msea.2016.08.022.
18. Шепелевич ВГ, Гусакова ОВ, Александров ДВ, Стародумов ИО. Фазовый состав заэвтектического силумина при высокоскоростном затвердевании. *Журнал Белорусского государственного университета. Физика*. 2019;2:96–104. DOI: 10.33581/2520-2243-2019-2-96-104.
19. Лысенко АБ, Борисова ГВ, Кравец ОЛ. Расчет скорости охлаждения при закалке сплавов из жидкого состояния. *Физика и техника высоких давлений* [Интернет]. 2004 [процитировано 18 марта 2023 г.];14(1):44–53. Доступно по: <http://dspace.nbuv.gov.ua/handle/123456789/168045>.
20. Liu Q, Liu M, Xu C, Xiao W, Yamagata H, Xie S, et al. Effects of Sr, Ce and P on the microstructure and mechanical properties of rapidly solidified Al – 7Si alloys. *Materials Characterization*. 2018;140:290–298. DOI: 10.1016/j.matchar.2018.04.018.
21. Гусакова ОВ, Шепелевич ВГ, Александров ДВ, Стародумов ИО. Особенности формирования структуры сплавов Al – 12.2Si – 0.2Fe при сверхбыстрой закалке из расплава. *Расплавы*. 2020;2:138–148. DOI: 10.31857/S0235010620020048.
22. Gusakova OV, Shepelevich VG, Alexandrov DV, Starodumov IO. Formation of the microstructure of rapidly solidified hypereutectic Al – Si alloy. *The European Physical Journal Special Topics*. 2020;229(2–3):417–425. DOI: 10.1140/epjst/e2019-900136-9.
23. Гусакова ОВ, Гусакова СВ, Шепелевич ВГ. Влияние скорости охлаждения расплава на микроструктуру сплава Al – Si, легированного Mg, Mn, Fe, Ni и Cu. *Физика металлов и металловедение*. 2022;123(5):533–540. EDN: CWPZNZ.
24. Эшби ИФ. О напряжении Орована. В: Мехед ГН, переводчик; Гордиенко ЛК, редактор. *Физика прочности и пластичности*. Москва: Металлургия; 1972. с. 88–107.
25. Данейко ОИ, Ковалевская ТА, Шальгина ТА, Симоненко ВГ. Влияние некогерентных наноразмерных частиц на аннигиляцию дислокаций в гетерофазных алюмоматричных кристаллических сплавах. *Известия высших учебных заведений. Физика*. 2021;64(10):98–103. DOI: 10.17223/00213411/64/10/98.

References

1. Ye Haizhi. An overview of the development of Al – Si alloy based material for engine applications. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2003;12(3):288–297. DOI: 10.1361/105994903770343132.
2. Peeru Naik M, Balaram Padal KT. A review on friction and wear performance of Al – Si alloy / steel tribopair. *Materials Today: Proceedings*. 2019;18(part 7):5502–5506. DOI: 10.1016/j.matpr.2019.07.581.
3. Barrirero J. *Eutectic modification of Al – Si casting alloys* [dissertation]. Linköping: LiU-Tryck; 2019. XXVIII, 82 p. (Linköping studies in science and technology; number 2014).
4. Chen Jiqiang, Liu Chao, Wen Feng, Zhou Qiongyu, Zhao Hongjin, Guan Renguo. Effect of microalloying and tensile deformation on the internal structures of eutectic Si phase in Al – Si alloy. *Journal of Materials Research and Technology*. 2020;9(3):4682–4691. DOI: 10.1016/j.jmrt.2020.02.096.
5. Marukovich EI, Stetsenko VYu. Technological problems of modifying of structure of silumin castings. Solutions. *Foundry Production and Metallurgy*. 2019;2:19–22. Russian. DOI: 10.21122/1683-6065-2019-2-19-22.
6. Liang SS, Wen SP, Xu J, Wu XL, Gao KY, Huang H, et al. The influence of Sc – Si clusters on aging hardening behavior of dilute Al – Sc – (Zr) – (Si) alloy. *Journal of Alloys and Compounds*. 2020;842:155826. DOI: 10.1016/j.jallcom.2020.155826.
7. Stetsenko VYu, Radjko SL, Harkov SA, Li Jong Hun, Choj Ki Long. [Increasing the cooling efficiency of silumin castings when casting by quenching solidification]. *Foundry Production and Metallurgy*. 2006;2(1):128–129. Russian.
8. Chen Rui, Shi Yu-feng, Xu Qing-yan, Liu Bai-cheng. Effect of cooling rate on solidification parameters and microstructure of Al – 7Si – 0.3Mg – 0.15Fe alloy. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2014;24(6):1645–1652. DOI: 10.1016/S1003-6326(14)62336-2.
9. Skorobatko YuP. Modifying of hypereutectic aluminium alloys with the use of active additions. *Metall i lit'e Ukrainy*. 2009;9:19–28. Russian.
10. Fortini A, Merlin M, Fabbri E, Pirletti S, Garagnani GL. On the influence of Mn and Mg additions on tensile properties, microstructure and quality index of the A356 aluminum foundry alloy. *Procedia Structural Integrity*. 2016;2:2238–2245. DOI: 10.1016/j.prostr.2016.06.280.
11. Kimura T, Nakamoto T, Mizuno M, Araki H. Effect of silicon content on densification, mechanical and thermal properties of Al – xSi binary alloys fabricated using selective laser melting. *Materials Science and Engineering: A*. 2017;682:593–602. DOI: 10.1016/j.msea.2016.11.059.

12. Zaguliaev D, Konovalov S, Ivanov Yu, Gromov V, Petrikova E. Microstructure and mechanical properties of doped and electron-beam treated surface of hypereutectic Al – 11.1 % Si alloy. *Journal of Materials Research and Technology*. 2019;8(5):3835–3842. DOI: 10.1016/j.jmrt.2019.06.045.
13. Shimanski VI, Jevdokimovs A, Cherenda NN, Astashynski VM, Petrikova EA. Structure and phase composition of hypereutectic silumin alloy Al – 20Si after compression plasma flows impact. *Journal of the Belarusian State University. Physics*. 2021;2:25–33. DOI: 10.33581/2520-2243-2021-2-25-33.
14. Xu CL, Wang HY, Qiu F, Yang YF, Jiang QC. Cooling rate and microstructure of rapidly solidified Al – 20 wt. % Si alloy. *Materials Science and Engineering: A*. 2006;417(1–2):275–280. DOI: 10.1016/j.msea.2005.10.040.
15. Uzun O, Karaaslan T, Gogebakan M, Keskin M. Hardness and microstructural characteristics of rapidly solidified Al – 8–16 wt. % Si alloys. *Journal of Alloys and Compounds*. 2004;376(1–2):149–157. DOI: 10.1016/j.jallcom.2004.01.017.
16. Li Yong, Jiang Tao, Wei Bowen, Xu Boyue, Xu Guangming, Wang Zhaodong. Microcharacterization and mechanical performance of an Al – 50Si alloy prepared using the sub-rapid solidification technique. *Materials Letters*. 2020;263:127287. DOI: 10.1016/j.matlet.2019.127287.
17. Pramod SL, Ravikirana, Prasada Rao AK, Murty BS, Bakshi SR. Effect of Sc addition and T6 aging treatment on the microstructure modification and mechanical properties of A356 alloy. *Materials Science and Engineering: A*. 2016;674:438–450. DOI: 10.1016/j.msea.2016.08.022.
18. Shepelevich VG, Gusakova OV, Alexandrov DV, Starodumov IO. Phase composition of hypereutectic silumin at rapid solidification. *Journal of the Belarusian State University. Physics*. 2019;2:96–104. Russian. DOI: 10.33581/2520-2243-2019-2-96-104.
19. Lysenko AB, Borisova GV, Kravets OL. Calculation of the cooling rate under quenching of alloys from liquid state. *Fizika i tekhnika vysokikh davlenii* [Internet]. 2004 [cited 2023 March 18];14(1):44–53. Available from: <http://dspace.nbu.gov.ua/handle/123456789/168045>. Russian.
20. Liu Q, Liu M, Xu C, Xiao W, Yamagata H, Xie S, et al. Effects of Sr, Ce and P on the microstructure and mechanical properties of rapidly solidified Al – 7Si alloys. *Materials Characterization*. 2018;140:290–298. DOI: 10.1016/j.matchar.2018.04.018.
21. Gusakova OV, Shepelevich VG, Alexandrov DV, Starodumov IO. Features of the structure formation in Al – 12.2Si – 0.2Fe alloys under rapid solidification from a melt. *Metally*. 2020;2:138–148. Russian. DOI: 10.31857/S0235010620020048.
22. Gusakova OV, Shepelevich VG, Alexandrov DV, Starodumov IO. Formation of the microstructure of rapidly solidified hypoeutectic Al – Si alloy. *The European Physical Journal Special Topics*. 2020;229(2–3):417–425. DOI: 10.1140/epjst/e2019-900136-9.
23. Gusakova OV, Gusakova SV, Shepelevich VG. [Melt cooling rate effect on the microstructure of Al – Si alloy doped with Mg, Mn, Fe, Ni and Cu]. *Fizika metallov i metallovedenie*. 2022;123(5):533–540. Russian. EDN: CWPZNZ.
24. Eshbi IF. [About Orowan voltage]. In: Mekhed GN, translator; Gordienko LK, editor. *Fizika prochnosti i plastichnosti* [Physics of strength and plasticity]. Moscow: Metallurgiya; 1972. p. 88–107. Russian.
25. Daneyko OI, Kovalevskaya TA, Shalygina TA, Simonenko VG. Influence of incoherent nanosized particles on the annihilation of dislocations in heterophase aluminum-matrix crystalline alloys. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenii. Fizika*. 2021;64(10):98–103. Russian. DOI: 10.17223/00213411/64/10/98.

Получена 20.09.2023 / исправлена 12.10.2023 / принята 18.10.2023.
Received 20.09.2023 / revised 12.10.2023 / accepted 18.10.2023.