

ФИЗИКА ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ

PACS numbers: 61.66.Dk, 61.72.Ff, 62.20.fq, 64.70.kd, 81.20.Ny, 81.40.Cd, 81.40.Ef

Структура и свойства композита А356–AlCuFe, полученного с использованием электромагнитного перемешивания

С. С. Полищук, А. Л. Березина, А. А. Давиденко*, В. З. Спусканюк*,
В. Н. Фиксен**, А. В. Яценко**, В. В. Бурховецкий*

*Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины,
бульв. Акад. Вернадского, 36,
03680, ГСП, Киев-142, Украина*

**Донецкий физико-технический институт им. А. А. Галкина НАН Украины,
ул. Розы Люксембург, 72,
83114 Донецк, Украина*

***Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины,
бульв. Акад. Вернадского, 34/1,
03680, ГСП, Киев, Украина*

В работе исследована возможность создания композита на основе силумина А356 ($\cong 7\%$ вес. Si, $0,4\%$ вес. Mg и др.) методом литья с добавлением в расплав порошка квазикристаллической фазы $Al_{65}Cu_{20}Fe_{15}$ (45% вес. Al, 38% вес. Cu, 17% вес. Fe) и последующей обработки расплава в магнито-гидродинамической (МГД) установке. Показано, что при добавлении около 8% вес. порошка $Al_{65}Cu_{20}Fe_{15}$ и выборе оптимальных параметров обработки расплава в МГД-установке может быть получен композитный материал с твердостью на 70% выше, чем у исходного сплава А356. Проанализировано влияние термической обработки и интенсивной пластической деформации на структуру и свойства полученного сплава. Изучены механические свойства композита А356– $Al_{65}Cu_{20}Fe_{15}$ при повышенных температурах.

В роботі досліджено можливість створення композиту на основі силуміну А356 ($\cong 7\%$ ваг. Si, $0,4\%$ ваг. Mg та ін.) шляхом лиття з додаванням у розтоп порошок квазикристалічної фази $Al_{65}Cu_{20}Fe_{15}$ (45% ваг. Al, 38% ваг. Cu, 17% ваг. Fe) та подальшого оброблення розтопу в магнетогідродинамічній (МГД) установці. Показано, що при додаванні близько 8% ваг. порошку $Al_{65}Cu_{20}Fe_{15}$ та виборі оптимальних параметрів оброблення розтопу в МГД-установці може бути одержано композитний матеріал з твердістю, на 70% вищою, ніж у вихідного стопу А356. Проаналізовано вплив термічного оброблення та інтенсивної пластичної деформації на структуру та властивості одержаного стопу. Досліджено механічні властивості композиту А356– $Al_{65}Cu_{20}Fe_{15}$ при підвищених температурах.

This paper considers the possibility of fabrication of the composites based on silumin A356 ($\cong 7\%$ wt. Si, 0.4% wt. Mg, etc.), using casting with the addition of quasi-crystalline $\text{Al}_{65}\text{Cu}_{20}\text{Fe}_{15}$ (45% wt. Al, 38% wt. Cu, 17% wt. Fe) particles into the melt pool and subsequent treatment of the melt in a magnetohydrodynamic (MHD) plant. As shown, the addition of 8% wt. of $\text{Al}_{65}\text{Cu}_{20}\text{Fe}_{15}$ powder provides optimal parameters of the treatment in the MHD plant and enables production of composite material, whose hardness is higher by 70% than that of the initial A356 alloy. The influence of heat treatment and severe plastic deformation on the structure and properties of the obtained alloy is analysed. Mechanical properties of A356– $\text{Al}_{65}\text{Cu}_{20}\text{Fe}_{15}$ composites at elevated temperatures are studied.

Ключевые слова: силумин, композит, интенсивная пластическая деформация.

(Получено 14 января 2014 г.)

1. ВВЕДЕНИЕ

Сплав А356 является одним из самых распространенных коммерческих сплавов системы Al–Si–Mg, которые, благодаря хорошим литейным свойствам, находят себе широкое применение в авиационной и автомобильной промышленности. В то же время, микроструктура литых сплавов А356 характеризуется крупной дендритной структурой, неоднородно распределенными иглоподобными частицами Si и пористостью. Такие микроструктурные особенности обуславливают относительно невысокий уровень прочностных свойств данных сплавов [1]. Одним из подходов, позволяющих улучшить механические свойства сплавов А356, является создание на их основе композитов [2]. Так, в работах [2–3] сообщалось об успешном изготовлении литых композитов на основе алюминиевой матрицы, упрочненной керамическими частицами Al_2O_3 или SiC (минимальный размер частиц около 10 мкм), что позволило повысить предел прочности на $20\text{--}25\%$ по сравнению с исходным алюминиевым сплавом. В то же время, нерешенными проблемами остаются пространственная неоднородность распределения керамических частиц в матрице и слабая межфазная связь между ними.

Известно также, что эффективным способом улучшения механических свойств алюминиевых сплавов является упрочнение их интерметаллическими частицами и, в частности, частицами со сложной кристаллической структурой (СКС) [4–8]. Предполагается, что наноразмерные СКС-частицы могут эффективно упрочнять алюминиевую матрицу вследствие того, что они обладают высокими твердостью и модулем упругости, а также коэффициентом термического расширения, близким к таковому у металлов. Такие композиты характеризуются также высокой адгезионной связью между матрицей

и включениями. Например, упрочнение алюминиевой матрицы квазикристаллическими частицами $Al_{65}Cu_{20}Fe_{15}$ позволяет существенно повысить прочность и предел текучести соответствующих алюминиевых сплавов [5]. Кроме того, СКС-частицы $Al_{65}Cu_{20}Fe_{15}$ могут быть успешно использованы в качестве источников меди при фазовых превращениях для формирования в матрице дополнительных упрочняющих интерметаллидов, что также может приводить к повышению уровня механических свойств алюминиевых сплавов [9].

Для создания композита на основе сплава А356, легированного частицами интерметаллических соединений системы Al–Cu–Fe, может быть использован метод литья с обработкой расплава в магнитогидродинамической установке МГД-6, с помощью которого ранее удавалось оптимизировать структуру и механические характеристики исходного А356 сплава [10].

Целью настоящей работы является изучение влияния легирования квазикристаллическими частицами системы Al–Cu–Fe на структурные характеристики и твердость сплава А356, а также изучение возможности оптимизации механических свойств полученного композита с помощью интенсивной пластической деформации и термообработки.

2. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

В качестве материалов для исследования использовался сплав А356 (доэвтектический силумин), а также сплавы А356, легированные тройным квазикристаллическим соединением $Al_{65}Cu_{20}Fe_{15}$. Составы сплавов представлены в табл. 1.

В работе применялась лабораторная печь сопротивления емкостью тигля до 1,2 кг и Т-образный электромагнитный перемешиватель. В начале эксперимента в тигель печи загружали шихту сплава А356, сплав расплавляли и перегревали до температуры металла примерно 800°C. Затем лабораторную печь устанавливали на полюс Т-образного электромагнитного перемешивателя и подавали на него напряжение. В перемешиваемый расплав засыпали порошок материала $Al_{65}Cu_{20}Fe_{15}$ (с преимущественно квазикристаллической i-

ТАБЛИЦА 1. Химические составы исследуемых сплавов (% вес.).

| | Si | Cu | Mg | Ti | Fe |
|-----------------------------|-----|------|------|-------|-------|
| А356 | 7,2 | 0,09 | 0,32 | 0,011 | 0,184 |
| С1 А356 + 5% вес. AlCuFe | 6,4 | 2,16 | 0,05 | 0,012 | 1,33 |
| С2 А356 + 8% вес. AlCuFe | 6,6 | 3,53 | 0,11 | 0,010 | 2,16 |

фазой и небольшим содержанием (до 20% об.) β -кубической фазы). Использованные в качестве лигатуры, порошки системы Al–Cu–Fe были получены путем размолта слитков, имеющих стехиометрический состав α -фазы, и выплавленных в индукционной печи с последующим отжигом при температуре 750°C в течение 3 ч. Массовая доля порошка $\text{Al}_{65}\text{Cu}_{20}\text{Fe}_{15}$ в сплавах С1 и С2 составляла 5% и 8%, соответственно (см. табл. 1). После завершения ввода порошка расплав подвергали интенсивному электромагнитному воздействию в течение 1 ч при температуре заливки расплава в кокиль с использованием разработанного в Физико-технологическом институте металлов и сплавов НАН Украины (отдел магнитной гидродинамики) электромагнитного перемешивателя пульсирующего магнитного поля [10]. Затем приготовленный расплав разливали в металлический кокиль непосредственно из тигля лабораторной печи.

Интенсивную пластическую деформацию (ИПД) сплавов осуществляли методом прямой гидроэкструзии (ГЭ) при комнатной температуре [11].

Структуру и механические характеристики сплавов в исходном состоянии и после различных обработок анализировали с помощью рентгеновской дифрактометрии, оптической и сканирующей микроскопии, дюрOMETрических методов. Температурный коэффициент электросопротивления $\alpha_T = \rho_0^{-1}(d\rho/dT)$ определялся по изменению электросопротивления при непрерывном нагреве со скоростью 3 °C/мин.

Для оценки твердости материала при повышенных температурах использовалась установка ВИМ-1 (горячая твердость) [12]. Индентирование производилось алмазным индентором Виккерса при нагрузке 234 г в диапазоне температур 29–450°C (температуры измерения 29, 250, 350 и 450°C). Выдержка под нагрузкой составляла 15 с.

Рентгеноструктурные исследования полученных образцов выполняли с помощью рентгеновского дифрактометра ДРОН-4-07 в $\text{CuK}\alpha$ -излучении.

3. РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

3.1. Структура литого сплава А356– $\text{Al}_{65}\text{Cu}_{20}\text{Fe}_{15}$

Рентгенограммы исходного сплава А356 и композитов С1 и С2 (см. табл. 1) приведены на рис. 1. Анализ рентгенограмм позволяет заключить, что состав композитов С1 и С2 включает, помимо α -твердого раствора и Si, тетрагональную фазу Al_2Cu ($I4/mcm$, $a = 0,60654$ нм, $c = 0,48732$ нм). По мере увеличения весовой доли лигатуры $\text{Al}_{65}\text{Cu}_{20}\text{Fe}_{15}$, объемная доля фазы Al_2Cu растёт. Пиков квазикристаллической фазы $\text{Al}_{65}\text{Cu}_{20}\text{Fe}_{15}$ в сплавах С1 и С2 не обна-

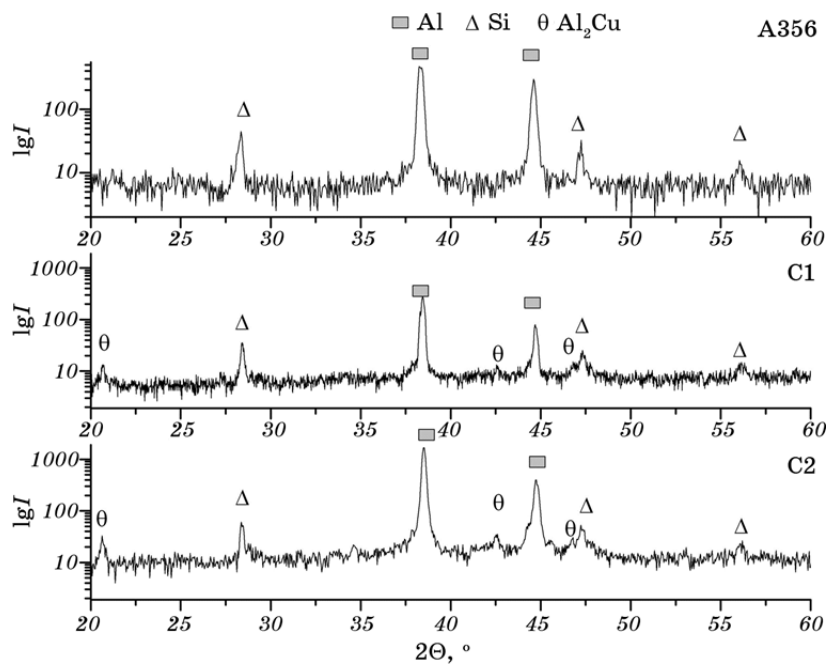


Рис. 1. Рентгенограммы исходного сплава А356 и сплавов А356 + $x\%$ вес. AlCuFe, где $x = 5$ и 8 для композитов С1 и С2 соответственно.

ружено, что, по-видимому, свидетельствует о ее распаде в процессе выплавки.

Микроструктура сплава А356 и двух сплавов С1 и С2, обработанных в жидком состоянии в МГД-установке, приведены на рис. 2. Видно, что микроструктуры всех сплавов характеризуются однородным распределением дендритов и наличием стержнеобразных частиц, присутствующих в междендритном пространстве. При этом сплав С1 характеризуется микроструктурой, близкой к таковой у исходного сплава А356, но имеет несколько пониженный дендритный параметр и меньшую длину кремниевых включений (см. табл. 2). В то же время, сплав С2 имеет значительно меньший размер структурных элементов α -твердого раствора и более высокую плотность распространения стержнеобразных частиц по сравнению с исходным сплавом А356.

Для выяснения пространственного распределения легирующих элементов в сплавах А356 + $\text{Al}_{65}\text{Cu}_{20}\text{Fe}_{15}$ был выполнен детальный анализ микроструктуры сплава С2 с помощью сканирующей электронной микроскопии (рис. 3, 4). Видно, что в литом состоянии α -твердый раствор содержит 1 ат. % Si и 0,7–0,8 ат. % Cu. В матрице находятся игольчатые включения, обогащенные Si и Fe, что позволяет предположить присутствие как видимой на рентгенограмме

(рис. 1) фазы Si, так и обогащенной железом фазы Al_5FeSi . Отсутствие пиков фазы Al_5FeSi на рентгенограмме от сплава С2, вероятно, связано с малой объемной долей данной фазы, а также малым размером ее частиц.

Кроме того, в междендритном пространстве наблюдаются обогащенные медью области с размером в несколько микрон, которые, по

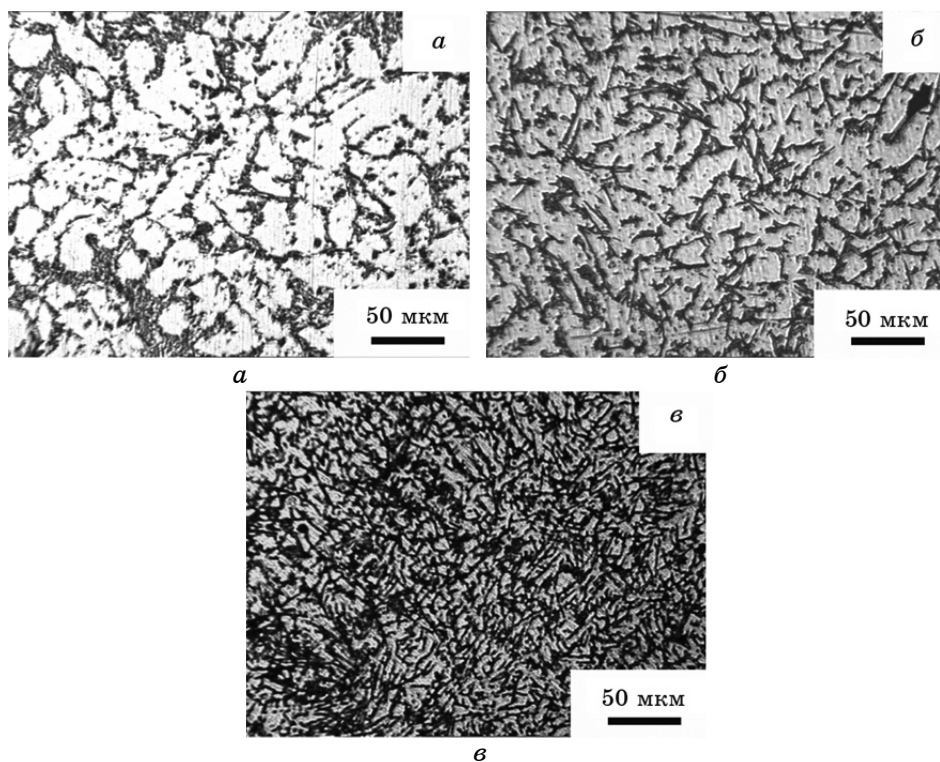


Рис. 2. Микроструктура сплава А356 (а) и композитов С1 (б) и С2 (в) после литья.

ТАБЛИЦА 2. Структурные характеристики литого сплава А356 и композита А356–AlCuFe.

| Образец | Дендритный параметр D , мкм | Размер частиц Si, d_{max}/d_{min} |
|---------|-------------------------------|-------------------------------------|
| А356 | 18 | 20/2 |
| С1 | 15 | 15/2 |
| С2 | 8* | 15/1,4 |

*Здесь под «дендритным параметром» понимается среднее расстояние между стержнеобразными частицами.

всей видимости, содержат фазу Al_2Cu , наблюдаемую на рентгеновских дифрактограммах от сплава С2 (рис. 1, в).

Из рисунка 4 видно, что распределение Mg в сплаве С2 практиче-

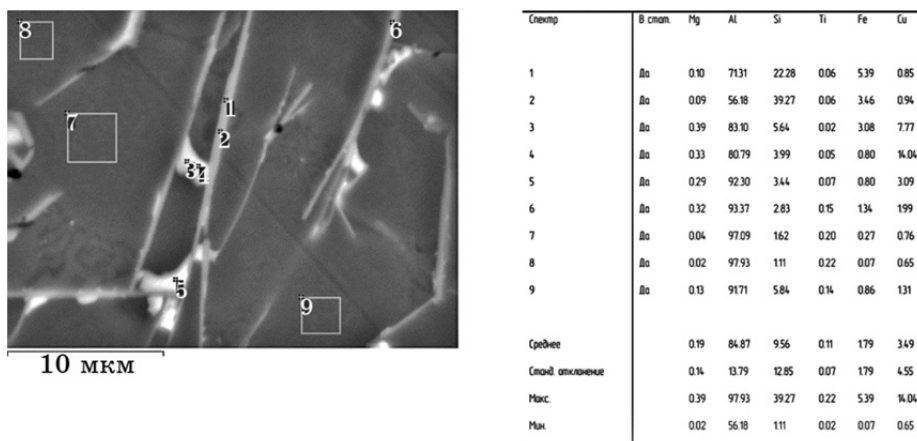


Рис. 3. Микроструктура и элементный анализ литого сплава С2.

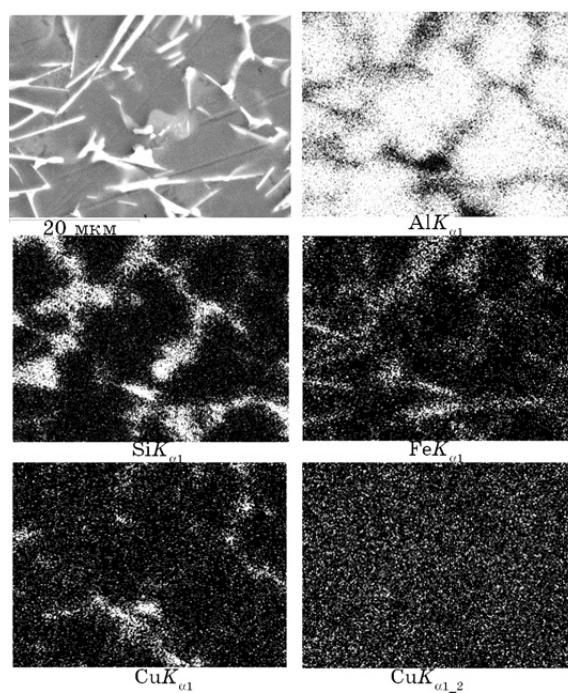


Рис. 4. Распределение элементов в литом сплаве С2 (А356 + 8% вес. AlCuFe). Энергодисперсионный рентгеноспектральный анализ.

ски однородно по объему и соответствует средним значениям 0,1–0,2 ат.%. При этом небольшое увеличение концентрации магния наблюдается в областях, обогащенных медью.

Таким образом, из анализа рентгенограмм и микроструктур литых сплавов С1 и С2 можно заключить, что в результате взаимодействия расплава Al–Si с частицами квазикристаллической фазы $Al_{65}Cu_{20}Fe_{15}$ в процессе выплавки и обработки расплава в МГД-установке формируется структура, содержащая α -твердый раствор, игольчатые включения Si и, возможно, фазы Al_3FeSi , а также микронные включения Al_2Cu -фазы. Следует отметить, что легирование сплава А356 частицами квазикристаллической фазы $Al_{65}Cu_{20}Fe_{15}$ приводит к существенному диспергированию структурных составляющих и к росту плотности пространственного распределения стержнеобразных частиц.

3.2. Влияние интенсивной пластической деформации на структуру композита

Для исследования влияния ИПД на микроструктуру и свойства композита А356 + 8 ат.% $Al_{65}Cu_{20}Fe_{15}$ (С2), данный сплав подвергался ГЭ [12]. На рисунке 5 представлены микроструктуры исходного А356 сплава и композита С2 до и после ИПД-обработки. Видно, что в результате ГЭ со степенью логарифмической деформации $e = 0,9$, микроструктура композита С2 претерпевает изменения, а именно: длина кремниевых включений уменьшается, а их распределение становится более равномерным. Дальнейшая ГЭ с $e = 1,1$ (суммарная накопленная деформация $e_2 = 2,0$) приводит к существенному уменьшению размера структурных элементов как в алюминии, так и в кремнии и их более равномерному распределению по объему.

Анализ рентгеновских дифракционных картин от сплава С2 до и после ГЭ, позволяет заключить, что физическая ширина профилей линий алюминиевого твердого раствора немонотонно изменяется в зависимости от условий ИПД (рис. 6).

Для изучения влияния параметров ИПД на интегральные характеристики микроструктуры алюминия (размер областей когерентного рассеяния и величину микроискажений решетки) была построена зависимость полуширины физических профилей дифракционных рефлексов от величины дифракционного вектора (зависимость Вильямсона–Холла) для сплава С2 до и после обработки (рис. 7).

Из рисунка 7 видно, что в исходном состоянии литого сплава С2 средний размер областей когерентного рассеяния $\langle D \rangle$ составлял около 120 нм, средний уровень микроискажений решетки соответствовал 0,09%. В результате ГЭ со степенью деформации $e = 0,9$ средний размер области когерентного рассеяния $\langle D \rangle$ практически

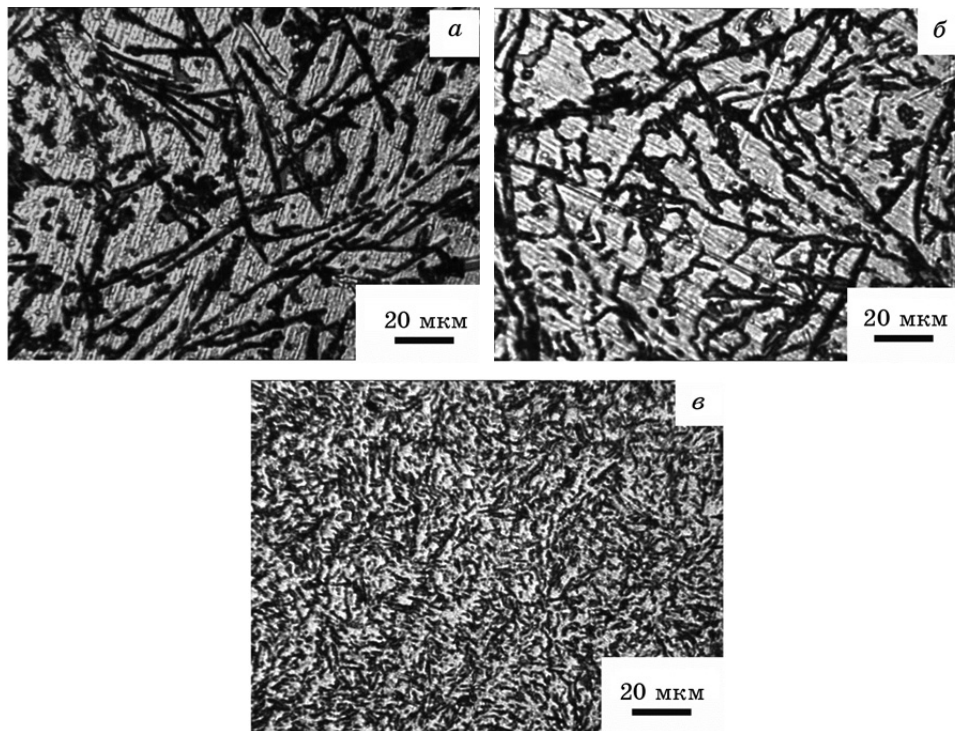


Рис. 5. Микроструктура сплава С2 в исходном состоянии (а), после ГЭ с $e = 0,9$ (б) и $e_s = 2,0$ (в).

не изменился. В то же время, уровень микроискажений кристаллической решетки алюминия увеличился до 0,37%. Дальнейшее увеличение суммарной накопленной деформации до $e_s = 2,0$ приводит к уменьшению среднего размера областей когерентного рассеяния до 75 нм и снижению микроискажений решетки до 0,19%.

3.3. Влияние термообработки на микроструктуру композита

Для определения последовательности фазовых превращений в композите С2 при нагреве мы исследовали зависимости температурного коэффициента электросопротивления исходного сплава А356 и композита С2 (рис. 8.). Видно, что зависимости температурного коэффициента электросопротивления для обоих образцов подобны. Так, после нагрева в температурном диапазоне 180–200°C для обоих образцов наблюдается область минимума. В этой области происходят процессы, связанные с уменьшением концентрации легирующих элементов в матрице, т.е. процессы зарождения и роста метастабильных фаз (Mg_2Si и Al_2Cu) из матрицы или из легирующих до-

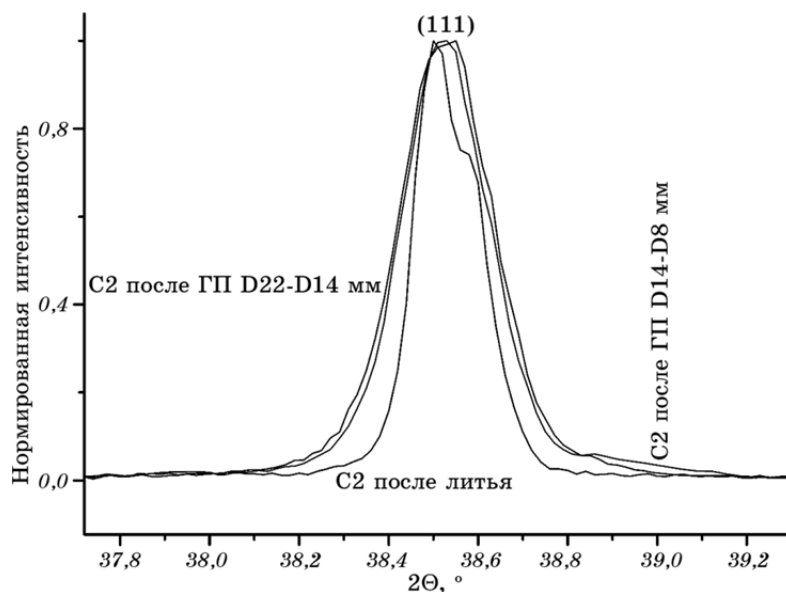


Рис. 6. Профили линий рефлекса (111) алюминия для сплава С2 после литья и после ГЭ с $e = 0,9$ и $e_{\Sigma} = 2,0$.

бавок AlCuFe. Увеличение температурного коэффициента электросопротивления композита в интервале от 400°C до 450°C может быть связано с насыщением твердого раствора алюминия медью и железом.

Для того чтобы проверить способность композитов A356–Al₆₅Cu₂₀Fe₁₅ к упрочнению в процессе старения, образцы С1 и С2 были подвергнуты высокотемпературному отжигу при температуре 530°C в течение 5 ч, а также старению при температуре 200°C в течение 4 ч. На рисунке 9 представлена рентгенограмма сплава С2 после пятичасового отжига при температуре 530°C. Видно, что структура сплава после отжига при температуре 530°C претерпела изменения по сравнению с исходным сплавом. Так, рентгенограмма сплава A356 + AlCuFe после отжига при температуре 530°C содержит пики моноклинной фазы Al₅FeSi [13] и тетрагональной фазы Al₇Cu₂Fe. Вследствие частичного наложения рентгеновских пиков от фаз Al₅FeSi, Al₇Cu₂Fe и от твердого раствора алюминия, анализ микроструктурных характеристик сплава С2 после отжига путем построения зависимости Вильямсона–Холла не представлялся возможным. Микроструктура сплава С2 после отжига при температуре 530°C в течение 5 ч представлена на рис. 10. Видно, что микроструктура сплава существенно изменилась по сравнению с исходным состоянием (рис. 2, в). Так, отжиг привел к укрупнению структурных элементов алюминия и к увеличению длины кремниевых

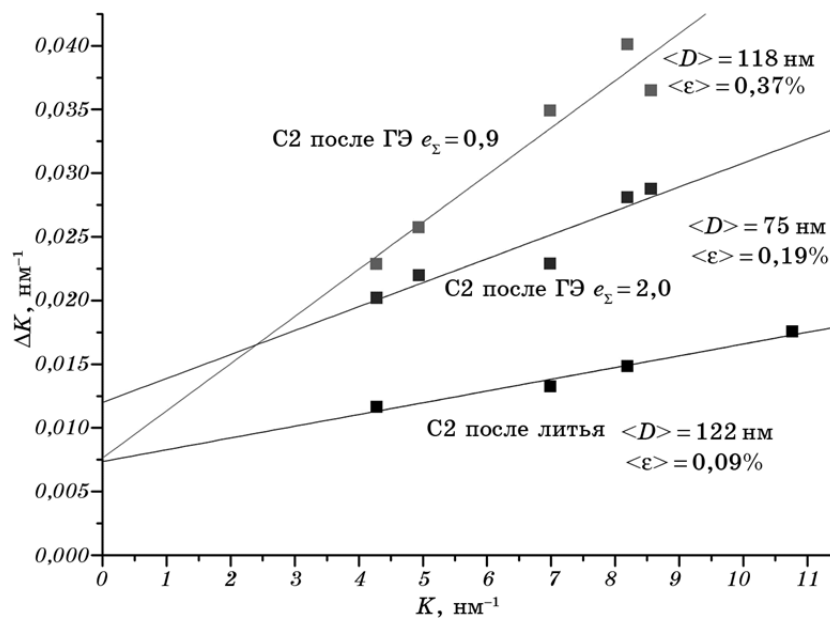


Рис. 7. Зависимость Вильямсона–Холла полуширины физического профиля линий ΔK от дифракционного вектора $K = 2\sin\theta/\lambda$ для сплава С2 в исходном состоянии и после ГЭ с $\epsilon = 0,9$ и $\epsilon_{\Sigma} = 2,0$.

включений в матрице. Можно предположить, что видимая на рентгенограмме моноклинная фаза Al_5FeSi располагается в областях, прилегающих к кремнию. Кроме того, в структуре композита наблюдается относительно равномерное распределение частиц тетрагональной фазы $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ по всему объему сплава. Средний размер частиц фазы $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ составляет 1,3 мкм, а плотность частиц данной фазы соответствует $3,5 \cdot 10^{10}$ (рис. 10). Дальнейший отжиг при температуре 200°C в течение 4 ч (рис. 9) не сопровождается изменением фазового состава, а приводит лишь к перераспределению ориентации кристаллитов алюминия, что отражается в изменении соотношения интенсивности дифракционных пиков алюминия (рис. 9).

3.4. Механические характеристики композитов $\text{A356} + \text{Al}_{65}\text{Cu}_{20}\text{Fe}_{15}$

Для определения влияния легирования квазикристаллическими частицами системы Al–Cu–Fe на механические характеристики сплавов, а также для изучения возможности их оптимизации с помощью ИПД и термообработки была исследована твердость данного сплава в зависимости от условий получения и обработки (см. таблицу 3).

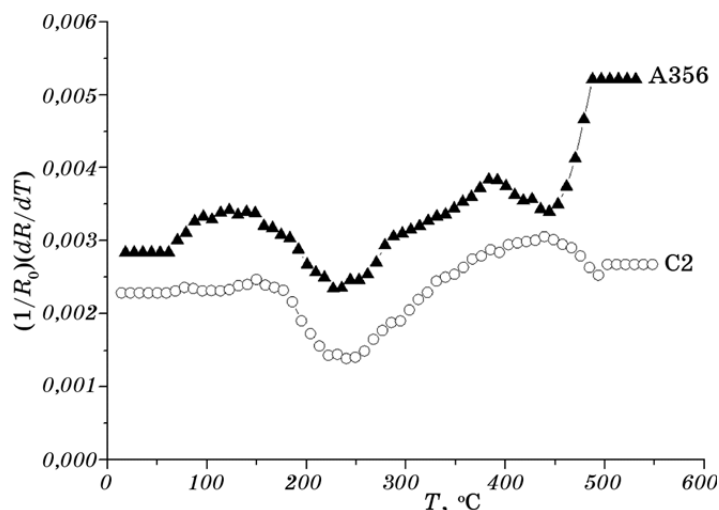


Рис. 8. Изменение температурного коэффициента электросопротивления α_T при непрерывном нагреве со скоростью $3^\circ\text{C}/\text{мин}$ сплавов А356 и С2 непосредственно после литья.

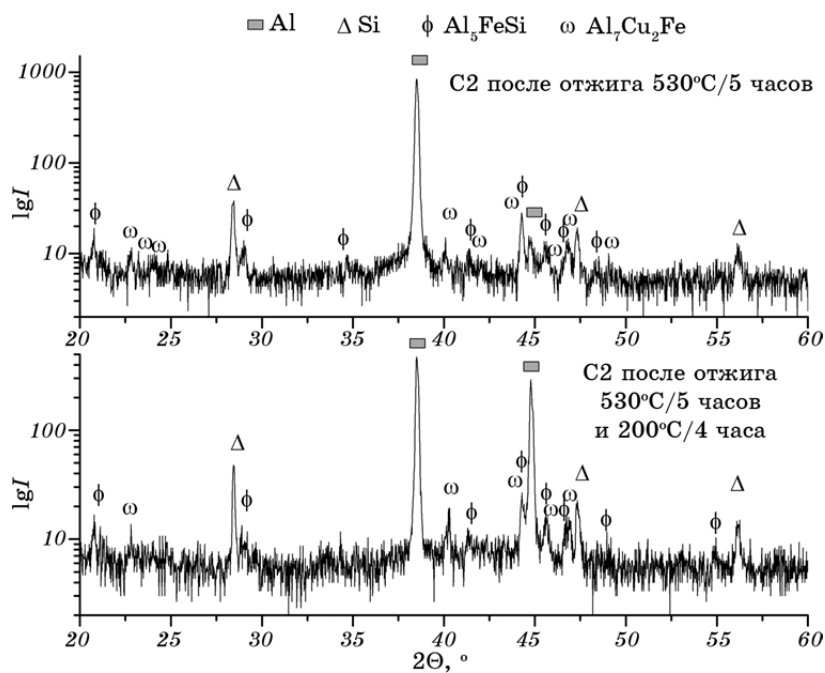


Рис. 9. Рентгенограмма сплава А356 + AlCuFe после отжига при температуре 530°C в течение 5 ч и после низкотемпературного отжига при 200°C в течение 4 ч.

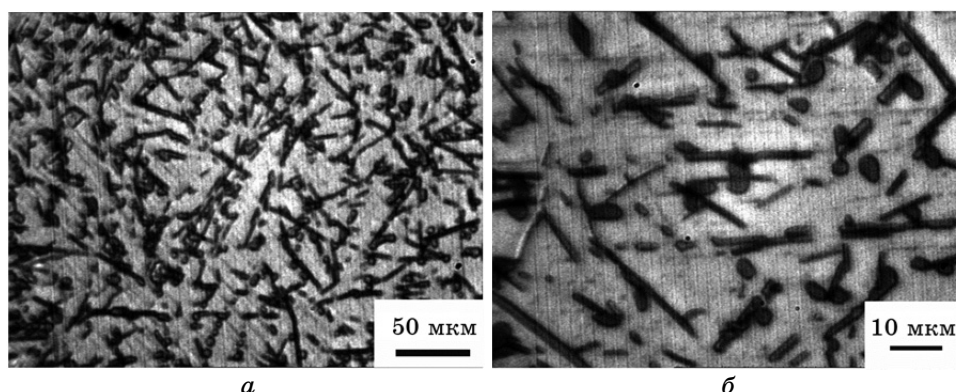


Рис. 10. Микроструктура сплава С2 после отжига при температуре 530°С в течение 4 ч (при увеличении $\times 400$ и $\times 1000$).

ТАБЛИЦА 3. Твердость исследуемых сплавов.

| Тип обработки | Твердость HV , МПа | | |
|---------------------------------------|----------------------|-----|---------|
| | А356 | С1 | С2 |
| Исходное состояние | 60,4 | 87 | 103 |
| После ГЭ с $e = 0,9$ | 95 | – | 123–136 |
| После ГЭ с $e_{\Sigma} = 2,0$ | 99 | – | 138 |
| После отжига 530°С/5 ч | 48,2 | 105 | 135 |
| После отжига 530°С/5 ч и 200°С/4 ч | 83,1 | 108 | 134 |

Видно, что твердость литых композитов С1 и С2 выше, чем у исходного сплава А356, что может быть связано с модификацией микроструктуры исходного сплава и упрочнением за счет включений интерметаллических частиц Al_2Cu , образованных в результате распада квазикристаллической фазы $Al_{65}Cu_{20}Fe_{15}$.

Таким образом, по мере увеличения весовой доли лигатуры $Al_{65}Cu_{20}Fe_{15}$ в сплаве, растет объемная доля интерметаллической фазы Al_2Cu , что приводит к упрочнению матрицы и увеличению твердости композита на 45% и на 70% по сравнению с исходным сплавом А356 для композитов С1 и С2 соответственно. Обработка композита С2 методами ИПД привела к изменению его микроструктуры и позволила существенно увеличить его твердость. Так, при обработке методом ГЭ ($e = 0,9$), значительно увеличивается уровень микроискажений решетки алюминиевого твердого раствора, что может быть следствием развития высоких сжимающих макро-напряжений в структуре композита в процессе его гидроэкструзии.

рования. Кроме того, более равномерным становится распределение кремниевых частиц в сплаве. Такие изменения микроструктуры и высокий уровень микроискажений решетки в сплаве приводят к увеличению его твердости на 20–30%.

Дальнейшая ГЭ ($e_{\Sigma} = 2,0$) приводит к уменьшению размера зерен твердого раствора алюминия и некоторому снижению уровня микроискажений решетки алюминия. Последнее может быть связано с частичной релаксацией сжимающих макронапряжений в структуре композита. При этом распределение структурных элементов алюминия и кремния становится более равномерным. Уменьшение размеров структурных элементов, а также гомогенизация распределения алюминия и кремния обуславливают изменение дислокационных механизмов пластической деформации в образце. Такое изменение микроструктуры при частичной релаксации макронапряжений в структуре композита приводит к стабилизации твердости на уровне 1380 МПа.

Отжиг сплавов С1 и С2 при температуре 530°C приводит к укрупнению структурных элементов алюминия и к формированию включений интерметаллических фаз Al_5FeSi и Al_7Cu_2Fe . Твердость по Виккерсу моноклинной фазы Al_5FeSi составляет 5,8 ГПа [14], а тетрагональной Al_7Cu_2Fe — 9,4 ГПа [15]. Таким образом, можно предположить, что повышение твердости композитов С1 на 20% и С2 на 30% соответственно после высокотемпературного отжига обусловлено упрочнением твердыми частицами интерметаллических фаз Al_5FeSi и Al_7Cu_2Fe . Старение при температуре 200°C не поменяло фазовый состав и практически не изменило твердость композитов.

Для исследования термической стабильности механических свойств композита твердость сплава С2 была исследована при повышенных температурах. Как видно из рис. 11, твердость сплава С2 остается в 1,5–2 раза выше, чем у исходного сплава А356 во всем исследованном диапазоне температур, что обусловлено упрочнением твердыми частицами интерметаллических фаз Al_5FeSi и Al_2Cu (или Al_7Cu_2Fe , в случае термически обработанного сплава С2). При температурах выше 250°C наблюдается разупрочнение сплава С2, что может быть связано с процессами растворения и коалесценции включений интерметаллидов Al_2Cu и Al_7Cu_2Fe .

4. ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Методом литья с добавлением в расплав силумина А356 порошка квазикристаллической фазы системы Al–Cu–Fe и последующей обработки расплава в МГД-установке были получены композитные материалы с микроструктурой, существенно отличающейся от исходного сплава А356. Твердость полученных композитов А356–5% вес. $Al_{65}Cu_{20}Fe_{15}$ и А356–8% вес. $Al_{65}Cu_{20}Fe_{15}$ выше, чем у исход-

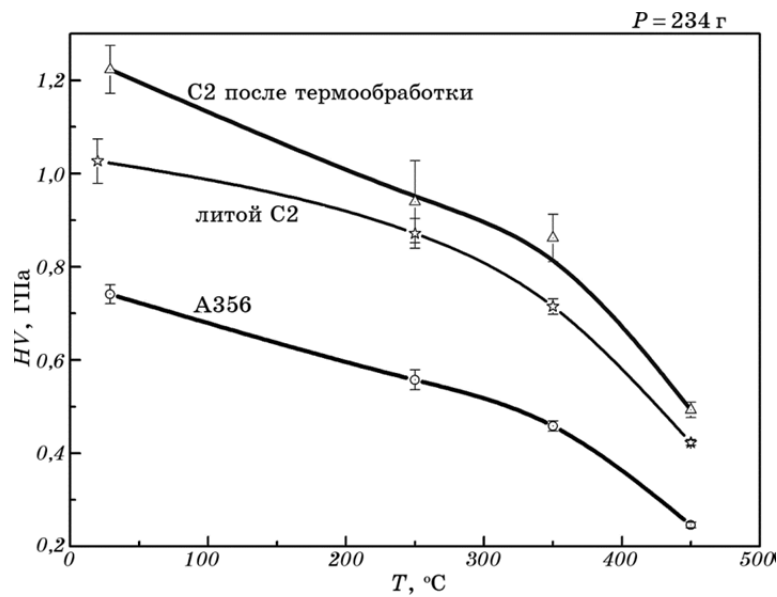


Рис. 11. Твердость исходного сплава А356 и сплава С2 до и после термообработки (530°C/5 ч + закалка) при различных температурах.

ного сплава А356 на 45% и на 70% соответственно, что может быть связано с измельчением структурных элементов α -фазы в композициях, а также наличием в структуре упрочняющих интерметаллических включений фаз Al_2Cu и Al_5FeSi .

2. Обработка полученного композита А356–8% вес. $Al_{65}Cu_{20}Fe_{15}$ методами интенсивной пластической деформации при комнатной температуре привела к изменению его микроструктуры и позволила увеличить его твердость на 35% по сравнению с литым состоянием. Повышение твердости композита связывается с изменением дислокационного механизма пластической деформации вследствие уменьшения размера структурных элементов композита и высокого уровня микроискажений решетки в структуре твердого раствора алюминия при ИПД.

3. Показано, что отжиг сплава А356–AlCuFe при температуре 530°C приводит к образованию фаз Al_5FeSi и Al_7Cu_2Fe , при этом фаза Al_2Cu исчезает. Твердость сплава после отжига увеличивается на 20–30% по сравнению с твердостью сплава в литом состоянии в зависимости от весовой доли лигатуры $Al_{65}Cu_{20}Fe_{15}$. Увеличение твердости может быть связано с упрочнением матрицы твердыми включениями интерметаллических фаз Al_5FeSi и Al_7Cu_2Fe .

4. Установлено, что полученный композит А356–8% вес. $Al_{65}Cu_{20}Fe_{15}$ характеризуется более высокой прочностью при повышенных температурах по сравнению с исходным сплавом А356.

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. M. Tash, F. H. Samuel, F. Mucciardi, and H. W. Doty, *Mater. Sci. Eng. A*, **443**: 185 (2007).
2. Q. F. Li, N. L. Loh, and N. P. Hung, *J. Mater. Proc. Technol.*, **48**: 373 (1995).
3. A. Mazahery and M. O. Shabani, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, **22**: 275 (2012).
4. A. Inoue and H. M. Kimura, *Mat. Res. Soc. Symp. Proc.*, **553**: 495 (1999).
5. F. Tang, I. E. Anderson, and S. B. Biner, *Mater. Sci. Eng. A*, **363**: 20 (2003).
6. M. Galano, F. Audebert, A. Garcia Escorial, I. C. Stone, and B. Cantor, *Acta Mater.*, **57**: 5120 (2009).
7. W. A. Cassada, G. J. Shiflet, and S. J. Poon, *J. of Microscopy*, **146**: 323 (1987).
8. Su-Ling Cheng, Gen-Cang Yang, Man Zhu, Jin-Cheng Wang, and Yao-He Zhou, *Nonferrous Met. Soc. China*, **20**: 572 (2010).
9. Sung-Dae Kim, Dong-Su Ko, Woo Kil Jang, Kwang Seon Shin, and Young-Woon Kim, *Mater. Sci. Eng. A*, **528**: 4845 (2011).
10. А. Л. Березина, Т. А. Монастырская, А. А. Давиденко, В. И. Дубоделов, В. З. Спусканюк, В. Н. Фиксен, *Металлофиз. новейшие технол.*, **31**, № 10: 1417 (2009).
11. В. А. Белошенко, В. Н. Варюхин, В. З. Спусканюк, *Теория и практика гидроразгрузки* (Киев: Наукова думка: 2007).
12. Н. Т. Гудцов, И. Г. Лозинский, *Журнал технической физики*, **22**, № 8: 1249 (1952).
13. S. Murali, T. N. Guru Row, D. H. Sastry, K. S. Raman, and K. S. S. Murthy, *Scr. Metall. Mater.*, **31**: 267 (1994).
14. V. S. Zolotarevsky, N. A. Belov, and M. V. Glazoff, *Casting Aluminum Alloys* (Amsterdam: Elsevier LTD: 2007).
15. Л. И. Адеева, А. Л. Борисова, *Фізика і хімія твердого тіла*, **3**, № 3: 454 (2002).

REFERENCES

1. M. Tash, F. H. Samuel, F. Mucciardi, and H. W. Doty, *Mater. Sci. Eng. A*, **443**: 185 (2007).
2. Q. F. Li, N. L. Loh, and N. P. Hung, *J. Mater. Proc. Technol.*, **48**: 373 (1995).
3. A. Mazahery and M. O. Shabani, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, **22**: 275 (2012).
4. A. Inoue and H. M. Kimura, *Mat. Res. Soc. Symp. Proc.*, **553**: 495 (1999).
5. F. Tang, I. E. Anderson, and S. B. Biner, *Mater. Sci. Eng. A*, **363**: 20 (2003).
6. M. Galano, F. Audebert, A. Garcia Escorial, I. C. Stone, and B. Cantor, *Acta Mater.*, **57**: 5120 (2009).
7. W. A. Cassada, G. J. Shiflet, and S. J. Poon, *J. of Microscopy*, **146**: 323 (1987).
8. Su-Ling Cheng, Gen-Cang Yang, Man Zhu, Jin-Cheng Wang, and Yao-He Zhou, *Nonferrous Met. Soc. China*, **20**: 572 (2010).
9. Sung-Dae Kim, Dong-Su Ko, Woo Kil Jang, Kwang Seon Shin, and Young-Woon Kim, *Mater. Sci. Eng. A*, **528**: 4845 (2011).
10. A. L. Berezina, T. O. Monastyrskaya, O. A. Davydenko, V. I. Dubodelov, V. Z. Spuskanyuk, and V. N. Fiksen, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **31**, No. 10: 1417 (2009) (in Russian).

11. V. A. Beloshenko, V. N. Varyukhin, and V. Z. Spuskanyuk, *Teoriya i Praktika Hidroekstruzii (Theory and Practice of Hydroextrusion)* (Kiev: Naukova Dumka: 2007) (in Russian).
12. N. T. Gudtsov and I. G. Lozinskiy, *Zhurnal Tekhnicheskoy Fiziki*, **22**, No. 8: 1249 (1952) (in Russian).
13. S. Murali, T. N. Guru Row, D. H. Sastry, K. S. Raman, and K. S. S. Murthy, *Scr. Metall. Mater.*, **31**: 267 (1994).
14. V. S. Zolotarevsky, N. A. Belov, and M. V. Glazoff, *Casting Aluminum Alloys* (Amsterdam: Elsevier LTD: 2007).
15. L. I. Adyeyeva and A. L. Borysova, *Fizyka i Khimiya Tverdoho Tila*, **3**, No. 3: 454 (2002) (in Ukrainian).