

PACS numbers: 61.25.Mv, 61.66.Dk, 68.70.+w, 81.10.Fq, 81.30.Fb, 81.40.Ef

Модифицирование заэвтектических силуминов обработкой расплава импульсным электрическим током

С. С. Петров, А. Г. Пригунова*, С. В. Пригунов, Д. Н. Ключник

*Национальная металлургическая академия Украины,
просп. Гагарина, 4,
49600 Днепропетровск, Украина*

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

Разработан способ модифицирования заэвтектических силуминов обработкой расплава однополярным импульсным электрическим током с периодическим (циклическим) изменением частоты. В результате такого воздействия при затвердевании расплава, охлаждающегося со скоростью 0,3 К/с, подавляется выделение первичных кристаллов кремния. Хрупкий алюминиевый сплав с содержанием кремния 15–18% масс. приобретает пластические свойства на уровне алюминия марки А0.

Розроблено спосіб модифікування заэвтектичних силумінів оброблянням розтопу однополярним імпульсним електричним струмом з періодичною (циклічною) зміною частоти. Внаслідок такого впливу при твердінні розтопу, що охолоджується зі швидкістю 0,3 К/с, придушується виділення первинних кристалів кремнію. Крихкий алюмінієвий сплав із вмістом кремнію у 15–18% мас. набуває пластичних властивостей на рівні алюмінію марки А0.

The method for modifying of hypereutectic silumins by the melt treatment with unipolar-pulsed electric current with the periodic (cyclic) frequency variation is designed. As a result of such exposure, the development of primary silicon crystals is suppressed during the melt solidification process with a cooling rate of 0.3 K/s. Fragile aluminium alloy with a silicon content of 15–18 wt.% acquires such plastic properties as A0 aluminium.

Ключевые слова: морфология фаз, наноструктура, заэвтектический силумин, импульсный электрический ток.

(Получено 6 октября 2014 г.; окончат. вариант — 15 февраля 2015 г.)

1. ВВЕДЕНИЕ

Ранее установлено модифицирующее влияние обработки расплава постоянным и переменным электрическим током на структуру силуминов [1–4]. Этот метод управления качеством отливок получил развитие в работах [5–11] при использовании однополярного импульсного электрического тока. Суть экспериментов [5–11] заключалась в воздействии электрическим током различных плотностей (j) и частоты импульсов (ν) на поток расплава, перемещающийся по жёлобу [5, 6, 11], а также на жидкий металл, находящийся в печи [7–10]. При рациональных режимах обработки линейные размеры структурных составляющих затвердевшего доэвтектического силумина уменьшались в 2–6 раз [5, 6]. При $\nu \geq 50000$ Гц [5], в том числе при низких плотностях тока, в отдельных микрообластях слитка наблюдали измельчение фаз в десятки и сотни раз большее. Однако объёмная доля таких мелкодисперсных зон не превышала 5%. Целью настоящей работы является получение мелкокристаллической структуры во всем объёме отливки из заэвтектического силумина, исследование особенностей структурообразования, обусловленных влиянием электрического тока на жидкую фазу. В качестве объекта исследований использованы сплавы Al–(15,0–18,5)% масс. Si.

2. МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

При решении поставленной задачи принимали во внимание обстоятельства, связанные с физической природой импульсного электрического тока. Прежде всего, высокочастотного, специфическое воздействие которого на расплавы практически не изучено. Проходя по проводнику, высокочастотный ток распределяется по его поверхности (скин-эффект). Учитывая это, разработаны принципиально новые параметры обработки расплава однополярным импульсным электрическим током (рис. 1). Они существенно отличаются от режимов, использованных ранее в наших [5–11] и зарубежных [12] исследованиях, когда при обработке расплава электрическим током численное значение частоты импульсов в процессе эксперимента не изменяется.

Суть нового способа заключается в периодическом (циклическом) воздействии на жидкую фазу импульсами электрического тока низких (рис. 1, *а*), средних (рис. 1, *б*) и высоких (рис. 1, *в*) частот, изменяющихся и чередующихся по определённому временному закону. Периодичность переключения импульсов составляла 0,5–1 с. Схема одного из вариантов подачи сигналов электрического тока на расплав представлена на рис. 1, *з*. После обработки расплава по специально разработанным режимам его охлаждали с контролируемой скоростью 0,3 К/с.

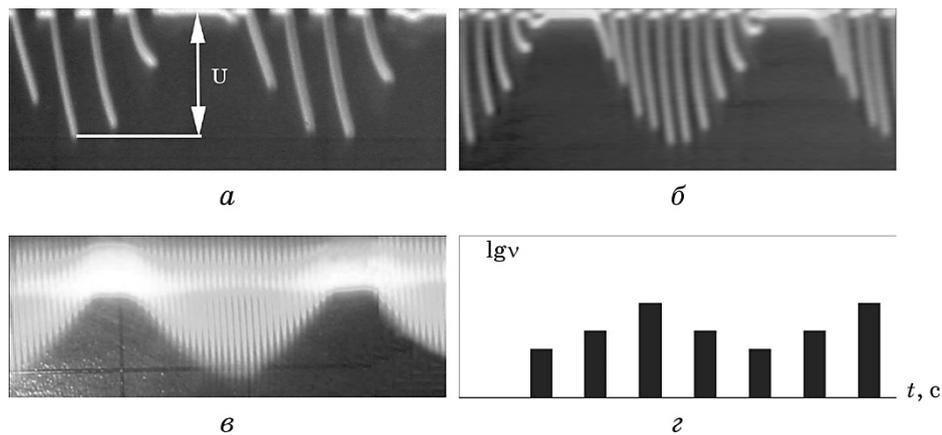


Рис. 1. Характер сигналов электрического тока, подаваемых на расплав: *a* — низкие частоты, *б* — средние частоты, *в* — высокие частоты, *г* — схема изменения частоты импульсов от низких частот к высоким; *a–в* — показания, фиксируемые осциллографом. Сила тока определяется по формуле $I = U/R$, где R — сопротивление шунта.

3. ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Результаты металлографических исследований заэвтектических силуминов, предварительно обработанных в жидком состоянии периодическим (циклическим) однополярным импульсным электрическим током, представлены на рис. 2. В зависимости от плотности тока выявлено три основных типа микроструктуры.

При достаточно низких плотностях электрического тока, условно обозначенных как I, j_{\downarrow} [11], наиболее вероятный размер первичных кристаллов кремния по сравнению с исходным сплавом Al–18,5% масс. Si уменьшился с 100–150 мкм до 40–50 мкм при одновременном увеличении степени дифференцировки эвтектики α -Al + β -Si в 5–6 раз [6, 8].

После обработки расплава импульсным электрическим током более высоких плотностей II, j_{\uparrow} (рис. 2, б) и III, $j_{\uparrow\uparrow}$ (рис. 2, в) степень модифицирования заэвтектического силумина увеличивается — происходит существенное уменьшение размера структурных составляющих. В структуре, полученной после обработки расплава по режиму II, j_{\uparrow} , значительный объем ($\cong 20\%$) занимают дендриты алюминия (см. рис. 2, б), которые по всем признакам можно классифицировать как первичные. Одновременно присутствуют единичные кристаллы первичного кремния, размер которых составляет 10–15 мкм. При обработке расплава по режиму III, $j_{\uparrow\uparrow}$ (см. рис. 2, в) кристаллы первичного кремния методом оптической микроскопии (Неофот-21) не выявляются. Учитывая высокую степень диф-

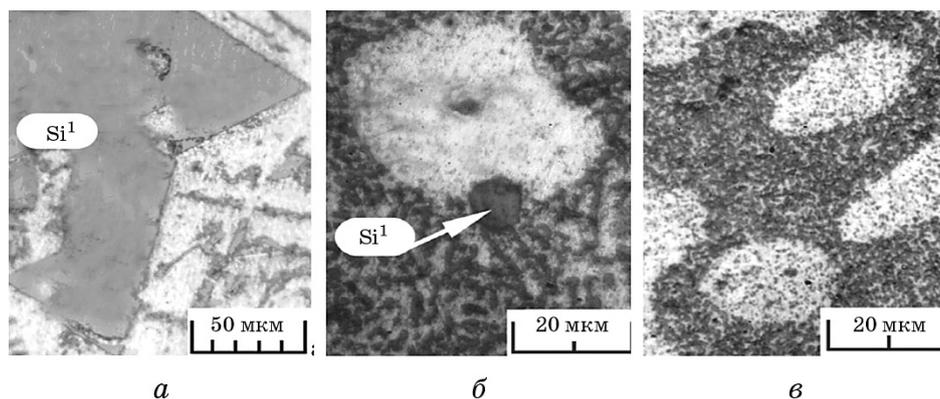


Рис. 2. Микроструктура слитков сплава Al–18,5% масс. Si ($V_{\text{охл.}} = 0,3 \text{ К/с}$): *a* — исходное состояние; *б, в* — после обработки расплава периодическим (циклическим) однополярным импульсным электрическим током; *б* — режим обработки II, j_{\uparrow} ; *в* — режим обработки III, $j_{\uparrow\uparrow}$.

ференцировки эвтектических составляющих, детализация их морфологии выполнена на растровом электронном микроскопе РЭМ-106И после предварительного глубокого электролитического травления образцов (рис. 3).

Наиболее существенные изменения в структуре заэвтектических силуминов происходят при режиме обработки расплава III, $j_{\uparrow\uparrow}$. Прежде всего, они связаны с изменением морфологии кристаллов кремния. Подобный эффект наблюдали при деформации из жидкого состояния ($V_{\text{охл.}} \approx 10^3\text{--}10^4 \text{ К/с}$) в работе [13], в которой впервые экспериментально подтверждён факт дендритного роста эвтектического кремния (см. рис. 3, *a*). Его кристаллы представляют собой трёхплоскостной дендрит (рис. 3, *a*, стрелки 2 и 3), две ветви которого имеют толщину 40–300 нм и предположительно расположены под углом 120° по отношению друг к другу. Его третья ветвь перпендикулярна плоскости съёмки и фактически определяет положение габитусной плоскости кремниевого дендрита (см. рис. 3, *a*, стрелка 1). Её направление остаётся неизменным в пределах 40–50 мкм.

Как и в случае высокоскоростного охлаждения [13], после воздействия на расплав периодическим однополярным импульсным электрическим током и его последующего охлаждения со скоростью 0,3 К/с (см. рис. 3, *б*) кристаллы эвтектического кремния представляют собой трёхплоскостные дендриты. Однако, в отличие от [13], толщина ветвей кремниевого дендрита не превышает 40–100 нм, а его габитусная плоскость изменяет своё направление в пределах 0,5–2 мкм (см. рис. 3, *б*, стрелка 1). Это приводит к изоморфности кремниевого каркаса. Одна из трёх ветвей кремниевого дендрита недостаточно развита и чаще всего представляет собой овальные

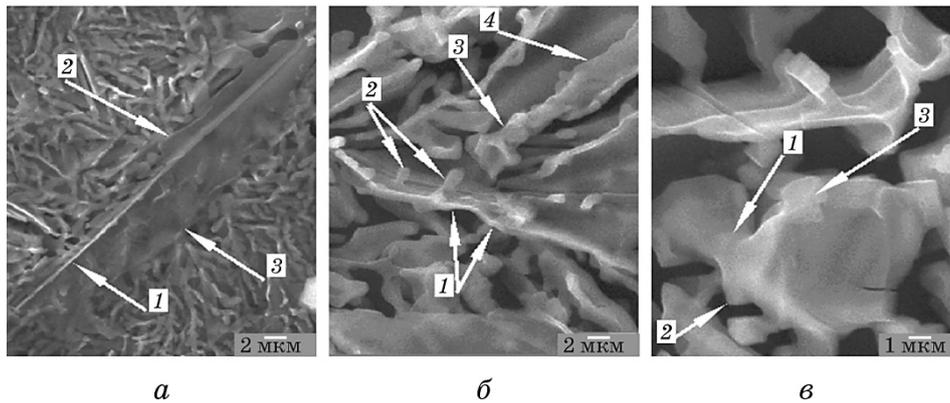


Рис. 3. Растровая электронная микроскопия сплава Al–18,5% масс. Si после глубокого электролитического травления: *a* — деформация из жидкого состояния ($V_{\text{охл.}} \approx 10^3\text{--}10^4$ К/с); *б, в* — обработка периодическим (циклическим) однополярным импульсным электрическим током по режиму III, j_{\uparrow} ($V_{\text{охл.}} = 0,3$ К/с).

диски, диаметр которых не превышает 2,0 мкм (см. рис. 3, *б*, стрелка 2; рис. 3, *в*, стрелка 2). Кроме того, при формировании $\alpha\text{-Al} + \beta\text{-Si}$ эвтектики, образующейся после обработки расплава электрическим током по режиму III, j_{\uparrow} , рост эвтектических дендритов кремния (см. рис. 3, *б*, стрелка 4) начинается от первичных кристаллов кремния цилиндрической формы с максимальным размером 1–2 мкм, диаметром поперечного сечения около 100 нм и толщиной стенок — порядка 40 нм (см. рис. 3, *б*, стрелка 3; рис. 3, *в*, стрелка 3).

Модифицирование расплавов силуминов импульсным электрическим током увеличивает вероятность образования политипов кремния [6]. Однако далеко не все изменения морфологии кремневых кристаллов сопровождаются изменениями их кристаллографической структуры. В частности, рентгеноструктурный анализ образцов, полученных высокоскоростным охлаждением в процессе деформации из жидкого состояния [13], в которых зафиксирован дендритный рост эвтектических кристаллов кремния, не выявил качественных изменений фазового состава исходных и экспериментальных образцов. В то же время, после обработки расплава периодическим (циклическим) однополярным импульсным электрическим током эти изменения весьма существенны и зависят от режимов обработки (рис. 4).

Так, на дифрактограммах затвердевших сплавов после воздействия на жидкую фазу электрическим током по режимам II, j_{\uparrow} и III, j_{\uparrow} наблюдаются максимумы, отсутствующие на дифрактограммах исходных образцов (см. рис. 4).

В частности, после воздействия на расплав периодическим (цик-

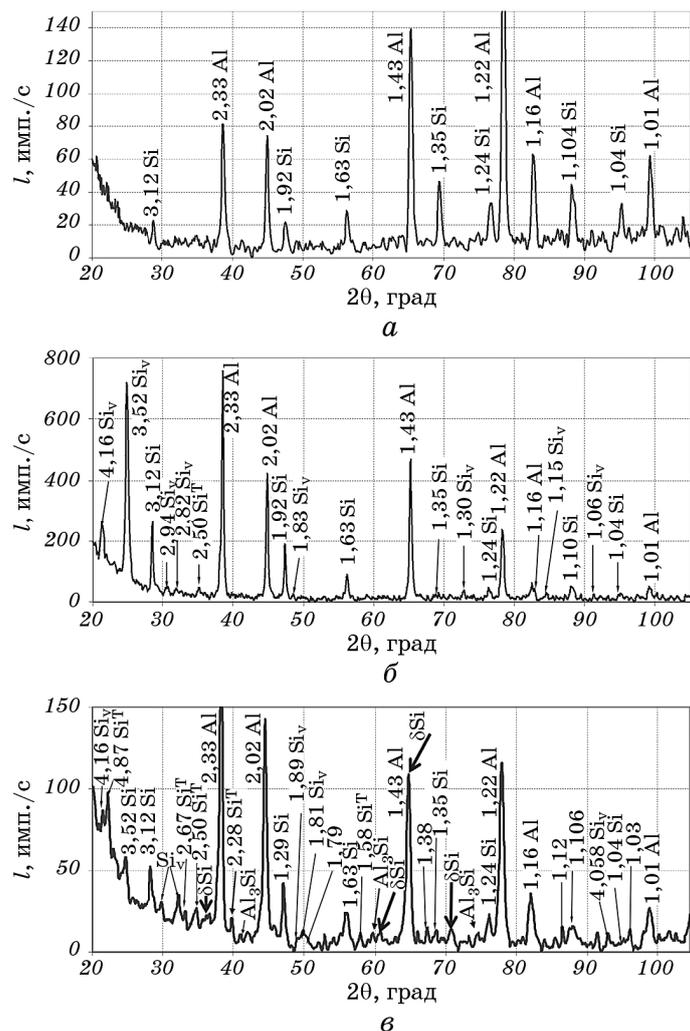


Рис. 4. Дифрактограммы сплава Al–18% масс. Si: *a* — исходное состояние; *б*, *в* — после обработки расплава периодическим (циклическим) импульсным электрическим током: *б* — (II, j_{\uparrow}); *в* — (III, $j_{\uparrow\uparrow}$).

лическим) однополярным импульсным электрическим током по режиму II, j_{\uparrow} в заэвтектическом силумине образуется кремний новой модификации, обозначенный на дифрактограммах (см. рис. 4, *б*, *в*) как Si_v (JCPDS 41-4111¹).

Одна из интерференционных линий этой фазы, которая соответствует межплоскостному расстоянию в кристаллической решётке

¹ JCPDS — картотека Международного центра дифракционных данных, номер — позиция вещества в картотеке.

3,52 Å, имеет интенсивность, превышающую значение интенсивности большинства линий алюминия, о чём сообщается и в работах [6, 14]. По данным JCPDS модификация Si_v получена путём высокоскоростного охлаждения кремния в протонном водно-спиртовом растворе, содержащем $Li_3Na_3Si_6$. Особенностью дифракционной картины от этой фазы по сравнению с кремнием, имеющим кристаллическую решётку типа алмаза, является наличие дополнительной линии, соответствующей плоскости (111). Это позволяет предположить, что образование фазы Si_v связано со смещением атомных слоёв в кубической решётке кремния, а сама она является его политипом. Учитывая большую объёмную долю фазы Si_v в сплаве, о чём свидетельствует высокая интенсивность интерференционных линий, это могут быть как первичные (см. рис. 2, б), так и эвтектические кристаллы кремния, которые генетически связаны друг с другом.

При высоких значениях плотности периодического (циклического) однополярного импульсного электрического тока III, $j_{\uparrow\uparrow}$ интенсивность линий отражения от кристаллической решётки Si_v несколько уменьшается. Появляются полиморфные модификации кремния, которые идентифицированы, как Si^T с тетрагональной структурой (JCPDS 39-0973) и δ -Si со структурой ОЦК [15]. Ранее такие модификации кремния были получены в поверхностных слоях сплава Al–16,5% масс. Si, обработанного воздушной плазмой при температуре $3 \cdot 10^4$ К и продуктами взрыва под давлением 1 ГПа [16], а также в чистом кремнии при давлении 13 ГПа [17].

Следует отметить, что кремний модификаций Si_v и Si^T в заэвтектических сплавах (до 20,5% Si) образуется и при высокоскоростном охлаждении из жидкого состояния ($V_{\text{охл.}} > 10^5$ К/с) [18, 19]. Однако объёмная доля этих фаз значительно меньше, чем в сплавах, обработанных в жидком состоянии периодическим (циклическим) однополярным импульсным электрическим током по режимам II, j_{\uparrow} и III, $j_{\uparrow\uparrow}$. Поэтому на дифрактограммах высокоохлаждённых сплавов присутствуют единичные наиболее интенсивные линии отражений от фаз Si_v и Si^T , что явилось главной причиной, не позволившей ранее осуществить их расшифровку, но стало возможным благодаря информации, полученной в настоящей работе.

Учитывая присутствие в расплавах заэвтектических силуминов (до 20,5% Si) кластеров с ГЦК-координацией атомов по типу силицида Al_3Si [18, 19], объёмная доля которых составляет порядка 36% [18], а также их важную роль в процессе структурообразования [20], проверена возможность образования таких силицидов при обработке расплава электрическим током. Анализ данных, приведённых в картотеке JCPDS, позволил установить межплоскостные расстояния только одного вещества с близкой стехиометрией (Al_4Si , JCPDS 24-0035).

Однако они не совпадали с фазами, линии которых присутствуют

на экспериментальных дифрактограммах (см. рис. 4, б, в). Основываясь на данных о параметрах ближнего порядка атомов в кластере Al_3Si с упаковкой типа ГЦК и радиусом первой координационной сферы $3,06 \text{ \AA}$ [18], произведён расчёт теоретической дифрактограммы силицида Al_3Si с решёткой ГЦК, предположительно сформировавшегося на базе соответствующего кластера в расплаве. Сопоставление теоретической и экспериментальных дифрактограмм позволяет говорить о присутствии этого силицида в заэвтектическом сплаве после обработки его в жидком состоянии токами высоких плотностей III, $j_{\uparrow\uparrow}$ (см. рис. 4, в). К сожалению, не все линии на дифрактограммах расшифрованы. Сложность интерпретации усугубляется расщеплением дифракционных максимумов, которое также наблюдали в работах [6, 21]. Поэтому влияние периодического (циклического) однополярного импульсного электрического тока на фазовый состав заэвтектического сплава требует уточнения. Однозначно можно констатировать лишь тот факт, что в результате нового способа обработки расплава электрическим током и охлаждения его со скоростью $0,3 \text{ K/s}$, в структуре заэвтектического силумина появляются кристаллы кремния с более высокой степенью металлизации связей, характерные для его высокотемпературных модификаций [15].

Исследования электросопротивления расплавов, выполненные по методике, описанной в [9], показали, что обработка расплава однополярным импульсным электрическим током по режиму I, j_{\downarrow} [11], приводит к некоторому падению ($\cong 7,5\%$) электросопротивления (рис. 5, а, стрелка «обработка 1»). В то время как под влиянием периодического однополярного импульсного электрического тока высоких плотностей III, $j_{\uparrow\uparrow}$ его значение возрастает ($\cong 8,5\%$) (см. рис. 5, б, стрелка «обработка 2») и при 989 K оно на 3% выше, чем для необработанного расплава при 1006 K . Наиболее вероятно, что различный характер изменения электросопротивления заэвтектического силумина при способах обработки I, j_{\downarrow} [11] и III, $j_{\uparrow\uparrow}$ обусловлен различными механизмами их воздействия на строение жидкой фазы, увеличением степени металлизации межатомных связей в кластерах кремния при обработке расплава по режиму III, $j_{\uparrow\uparrow}$. Как следствие, в структуре затвердевшего сплава появляются кристаллы кремния модификаций Si^T и $\delta\text{-Si}$ с металлическим типом связи (рис. 4, в), способствующие дендритному росту эвтектических кристаллов кремния в процессе затвердевания (см. рис. 3).

Надо полагать, что структурные изменения в заэвтектическом силумине обусловлены резонансными явлениями в микронеоднородном расплаве при обработке его периодическим (циклическим) однополярным импульсным электрическим током. Кластеры в жидкости имеют определённое время жизни, а, следовательно, характеризуются соответствующей частотой появления и распада. Изменение частоты импульсного тока по режиму III, $j_{\uparrow\uparrow}$, сов-

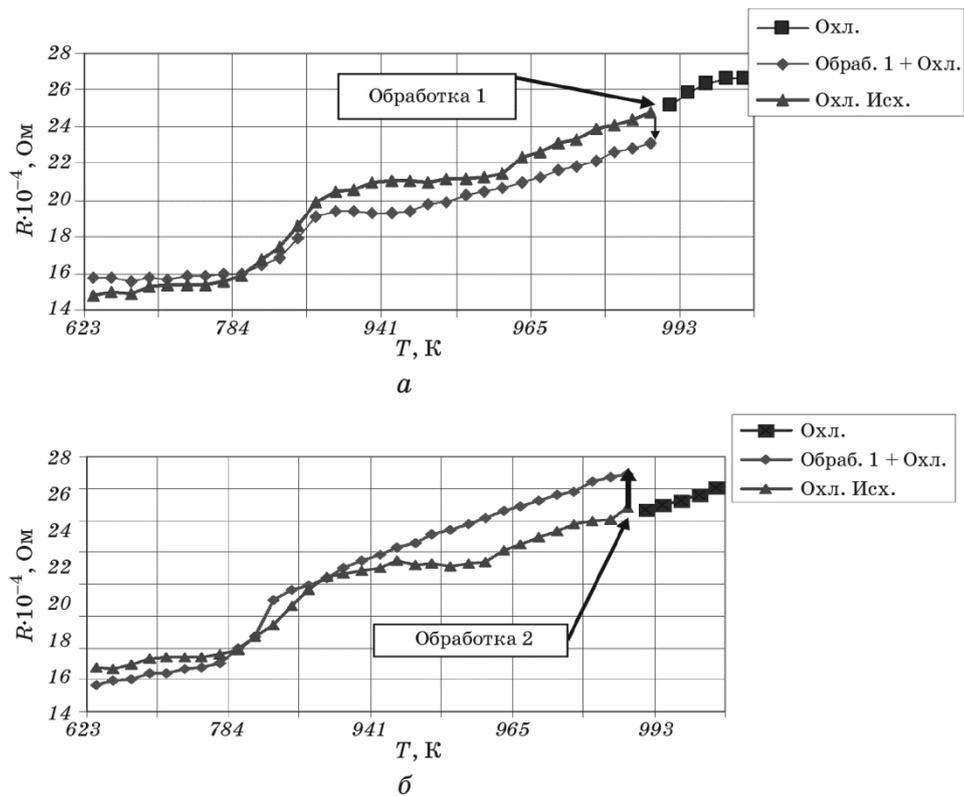


Рис. 5. Температурные зависимости электросопротивления от способа воздействия на расплав Al–18,5% масс. Si электрического тока: *a* — обработка расплава однополярным импульсным электрическим током по режиму I, j_{\downarrow} ; *б* — обработка периодическим (циклическим) однополярным импульсным электрическим током по режиму III, $j_{\uparrow\uparrow}$.

падающего с «мерцанием» кластеров, приводит к их разрушению. Вновь образующиеся кластеры соответствуют иному, метастабильному, структурному состоянию расплава. При затвердевании это приводит к изменению микроструктуры, фазового состава, морфологии и размера первичных и эвтектических кристаллов кремния, некоторые из параметров которого уменьшаются до наноразмерных величин (40–100 нм).

Заэвтектический силумин, обработанный в жидком состоянии периодическим однополярным импульсным электрическим током, имеет принципиально новые механические свойства. Так, при режиме обработки расплава III, $j_{\uparrow\uparrow}$ и скорости охлаждения 0,3 К/с механические характеристики сплава Al–18,5% масс. Si составляют $\sigma_b = 85$ МПа, $\delta = 37\%$, приближаясь по показателям пластичности к алюминию марки А0 ($\delta = 30\text{--}40\%$) и существенно отличаясь от ме-

ханических свойств в исходном состоянии: $\sigma_b = 45$ МПа, $\delta = 0\%$. Кроме того, образцы размером $1,0 \times 0,5 \times 50,0$ (мм) из сплава Al–18,5% масс. Si, обработанные в жидком состоянии электрическим током по режиму III, j_{\uparrow} , подвергали изгибу на угол 90° . Разрушение наступало после 5–10 циклов нагружения. Контрольный образец разрушился при первом же изгибе.

Таким образом, в результате обработки расплава периодическим (циклическим) однополярным импульсным электрическим током получен заэвтектический силумин с первичными наноразмерными кристаллами кремния, имеющий тонко дифференцированную, с элементами наноструктуры, эвтектику во всем объеме отливки и повышенный уровень прочности и пластичности.

4. ВЫВОДЫ

1. Разработан принципиально новый способ обработки расплавов периодическим (циклическим) однополярным импульсным электрическим током, позволивший при медленном охлаждении (0,3 К/с) получить заэвтектические силумины с однородной мелкокристаллической микроструктурой, с первичными наноразмерными кристаллами кремния.

2. Обработка расплава периодическим (циклическим) однополярным импульсным электрическим током повышенных плотностей способствует металлизации межатомных связей, образованию при затвердевании полиморфных высокотемпературных модификаций кремния, а также силицида алюминия, сформировавшегося на основе аналогичного кластера в расплаве.

3. Наиболее вероятно, структурные изменения в жидком состоянии связаны с резонансными явлениями в микронеоднородном расплаве при повышенных частотах электрического тока, изменяющимися по определенному временному закону. Это приводит к разрушению кластеров кремния и образованию метастабильных ассоциаций с отличным от исходного расплава ближним порядком атомов.

4. Структурные перестройки в заэвтектическом сплаве, обработанном в жидком состоянии периодическим (циклическим) однополярным импульсным электрическим током, приводят к качественным изменениям его механических характеристик — повышению временного сопротивления разрыву в 1,9 раза с одновременным увеличением относительного удлинения до 37%, что соответствует показателям пластичности алюминия технической чистоты (30–40%).

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. Ю. Н. Таран, А. Г. Пригунова, И. Е. Казиминова, И. Л. Бельков, С. С. Петров, *ДАН СССР*, **289**, № 3: 668 (1986).

2. Ю. Н. Таран, А. Г. Пригунова, В. П. Гальчак, С. С. Петров, И. Л. Бельков, *ДАН УССР*, № 6: 74 (1987).
3. Ю. Н. Таран, А. Г. Пригунова, В. П. Гальчак, С. С. Петров, И. Л. Бельков, *Расплавы*, 1, вып. 4: 111 (1987).
4. Ю. Н. Таран, А. Г. Пригунова, В. М. Замятин, И. Л. Бельков, Я. А. Насыйров, С. С. Петров, *Изв. вузов. Цветная металлургия*, 1, № 4: 82 (1987).
5. С. С. Петров, А. Г. Пригунова, С. В. Пригунов, *Науковий та інформац. журнал МТОМ*, № 4: 43 (2006).
6. С. С. Петров, А. Г. Пригунова, С. В. Пригунов, Д. М. Ключник, *Науковий та інформац. журнал МТОМ*, № 1: 53 (2007).
7. С. С. Петров, А. Г. Пригунова, С. В. Пригунов, *Труды XIII Российской конференции «Строение и свойства металлических и шлаковых расплавов» (15 сентября 2011 г., Екатеринбург)*, т. 4, с. 165.
8. С. С. Петров, А. Г. Пригунова, С. В. Пригунов, Д. М. Ключник *Металлофиз. новейшие технол.*, 30, № 8: 1129 (2008).
9. С. С. Петров, А. Г. Пригунова, С. В. Пригунов, *Наносистемы, наноматериалы, нанотехнологии*, 9, вып. 3: 625 (2011).
10. С. С. Петров, А. Г. Пригунова, С. В. Пригунов, *Науковий та інформац. журнал МТОМ*, № 4: 26 (2007).
11. С. С. Петров, С. В. Пригунов, А. Г. Пригунова, Д. М. Ключник, *Способи виробництва силумінів*: Патент на винахід № 101208 (Бюл. № 5, 11.03.2013).
12. Lijia He, Jianzhong Wang, Jingang Qi, Huiling Du, and Zuofu Zhao, *China Foundry*, 7, No. 2: 153 (2010).
13. С. С. Петров, Г. Д. Сухомлин, А. Г. Пригунова, Д. Н. Ключник, *Новини науки Придніпров'я*, № 4: 19 (2011).
14. С. С. Петров, А. Г. Пригунова, С. В. Пригунов, *Науковий та інформац. журнал МТОМ*, № 2: 73 (2008).
15. В. А. Финкель, *Высокотемпературная рентгенография металлов* (Москва: Металлургия: 1968).
16. Е. Ю. Тонков, *Фазовые диаграммы элементов при высоком давлении* (Москва: Наука: 1979).
17. Е. Г. Попов, Н. В. Попова, А. Г. Пригунова, Н. В. Брехаря, *Физика и химия обработки материалов*, № 1: 51 (1985).
18. А. Г. Пригунова, *Исследование структуры расплава в системе алюминий–кремний* (Дис. ... канд. техн. наук) (Днепропетровск: Металлургический институт: 1980).
19. А. Г. Пригунова, В. И. Мазур, Ю. Н. Таран, А. В. Романова, З. В. Персион, Т. М. Христенко, *Металлофизика*, 5, № 3: 54 (1983).
20. А. В. Мазур, В. И. Мазур, *Науковий та інформац. журнал МТОМ*, № 1–2: 52 (2011).
21. В. З. Куцова, О. А. Носко, О. С. Силкін, *Науковий та інформац. журнал МТОМ*, № 1–2: 49 (2011).

REFERENCES

1. Yu. N. Taran, A. G. Prigunova, I. E. Kazimirova, I. L. Bel'kov, and S. S. Petrov, *Dokl. AN SSSR*, 289, No. 3: 668 (1986) (in Russian).

2. Yu. N. Taran, A. G. Prigunova, V. P. Gal'chak, S. S. Petrov, and I. L. Bel'kov, *Dokl. AN Ukr. SSR*, No. 6: 74 (1987) (in Russian).
3. Yu. N. Taran, A. G. Prigunova, V. P. Gal'chak, S. S. Petrov, and I. L. Bel'kov, *Raspilavy*, 1, Iss. 4: 111 (1987) (in Russian).
4. Yu. N. Taran, A. G. Prigunova, V. M. Zamyatin, I. L. Bel'kov, Ya. A. Nasyrov, and S. S. Petrov, *Izv. Vuzov. Tsvetnaya Metallurgiya*, 1, No. 4: 82 (1987) (in Russian).
5. S. S. Petrov, A. G. Prigunova, and S. V. Prigunov, *Science and Inform. Journal MTOM*, No. 4: 43 (2006) (in Ukrainian).
6. S. S. Petrov, A. G. Prigunova, S. V. Prigunov, and D. N. Klyuchnik, *Science and Inform. Journal MTOM*, No. 1: 53 (2007) (in Ukrainian).
7. S. S. Petrov, A. G. Prigunova, and S. V. Prigunov, *Trudy XIII Rossiyskoy Konferentsii 'Stroenie i Svoystva Metallicheskih i Shlakovykh Rasplavov' (September 15, 2011, Ekaterinburg)*, vol. 4, p. 165 (in Russian).
8. S. S. Petrov, A. G. Prigunova, S. V. Prigunov, and D. N. Klyuchnik, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 30, No. 8: 1129 (2008) (in Russian).
9. S. S. Petrov, A. G. Prigunova, and S. V. Prigunov, *Nanosistemi, Nanomateriali, Nanotehnologii*, 9, No. 3: 625 (2011) (in Russian).
10. S. S. Petrov, A. G. Prigunova, and S. V. Prigunov, *Science and Inform. Journal MTOM*, No. 4: 26 (2007) (in Russian).
11. S. S. Petrov, A. G. Prigunova, S. V. Prigunov, and D. N. Kliuchnyk, *Sposob Polucheniya Siluminov (Method of Silumins Production): Patent 101208 UA.MPK B22 D1/00, C22B 9/00, C22F 3/0 (Bulletin No. 5) (2013) (in Russian).*
12. Lijia He, Jianzhong Wang, Jingang Qi, Huiling Du, and Zuofu Zhao, *China Foundry*, 7, No. 2: 153 (2010).
13. S. S. Petrov, G. D. Sukhomlin, A. G. Prigunova, and D. N. Kliuchnyk, *Novyny Nauky Prydniprov'ya*, No. 4: 19 (2011) (in Russian).
14. S. S. Petrov, A. G. Prigunova, and S. V. Prigunov, *Science and Inform. Journal MTOM*, No. 2: 73 (2008) (in Russian).
15. V. A. Finkel', *Vysokotemperaturnaya Rentgenografiya Metallov* (Moscow: Metallurgiya: 1968) (in Russian).
16. E. Yu. Tonkov, *Fazovye Diagrammy Elementov pri Vysokom Davlenii* (Moscow: Nauka: 1979) (in Russian).
17. E. G. Popov, N. V. Popova, A. G. Prigunova, and N. V. Brekharya, *Fizika i Khimiya Obrabotki Materialov*, No. 1: 51 (1985) (in Russian).
18. A. G. Prigunova, *Issledovanie Struktury Rasplavov v Sisteme Aluminiy-Kremniy (Research of Melt Structure in Al-Si System)* (Thesis of Dissert. ... for the Degree of Cand. Techn. Sci.) (Dnepropetrovsk: Metallurgical Institute: 1980) (in Russian).
19. A. G. Prigunova, V. I. Mazur, Yu. N. Taran, A. V. Romanova, Z. V. Persion, and T. M. Khristenko, *Metallofizika*, 5, No. 3: 54 (1983) (in Russian).
20. A. V. Mazur and V. I. Mazur, *Science and Inform. Journal MTOM*, Nos. 1–2: 52 (2011) (in Russian).
21. V. Z. Kutsova, O. A. Nosko, and O. S. Sylkin, *Science and Inform. Journal MTOM*, Nos. 1–2: 49 (2011) (in Ukrainian).