

**В. Н. Цуркин, А. В. Иванов, Н. А. Федченко,
С. С. Череповский, Н. А. Васянович, М. Л. Фещук**

Институт импульсных процессов и технологий НАН Украины, Николаев

КОНДУКЦИОННАЯ ЭЛЕКТРОТОКОВАЯ ОБРАБОТКА РАСПЛАВА СПЛАВА А390

Исследованы возможности энергетического модифицирования сплава А390 кондукционной электротокковой обработкой жидкого состояния. Используются различные режимы тока и способы обработки.

Ключевые слова: *заэвтектический силумин, расплав, модифицирование, кондукционная электротокковая обработка, кристаллизационная способность расплава.*

Досліджено можливості енергетичного модифікування сплаву А390 кондукційною електрострумовою обробкою рідкого стану. Використано різні режими струму та способи обробки.

Ключові слова: *заэвтектичний силумін, розплав, модифікування, кондукційна електрострумова обробка, кристалізаційна здібність розплаву.*

Capacities of conduction electric treatment of liquid state for energy modification of А390 alloy are investigated. Different regimes of current and different methods of treatment are used.

Keywords: *hypoeutectic silumin, alloy, modification, conduction electric pulse treatment, alloys crystallization ability.*

Введение

Завтектические силумины (ЗС) обладают рядом уникальных свойств, которые за счет высокого содержания кремния в сплаве (от 10 до 30 %) связаны с относительно высоким модулем упругости, повышенными показателями износостойкости и термостойкости. Эти характеристики позволяют целенаправленно определять их по функциональному назначению как поршневые силумины [1].

Марочные поршневые силумины имеют исключительно сложный фазовый состав с малыми добавками к алюминию и кремнию, как правило, меди, марганца, магния, титана, цинка и железа. Но на сегодня у исследователей, работающих над проблемой повышения показателей качества ЗС, нет единого мнения по поводу оптимального их состава, как нет и универсальных рекомендаций по поводу технологических параметров рафинирования, модифицирования и микролегирования их расплавов. Однозначно можно утверждать, что высокими служебными свойствами обладают ЗС, у которых первичный кремний (Si_1) имеет компактную форму с размером частиц не более 20 мкм, модифицированную эвтектику с размером частиц кремния (Si_2) не более 10 мкм [1, 2]. В то же время исходная структура шихты сплава ЗС, не доведенная до показателей требуемой кондиции, содержит включения Si_1 и Si_2 соответственно порядка 100 и 60 мкм. При этом во время кристаллизации Si_1 выделяется в виде полиэдрических включений, а Si_2 – игольчатых частиц. Как правило, практически традиционно проблема модифицирования кремния решается введением в расплав различных добавок в малых дозах [1, 3, 4]. Но и здесь не всегда достигается оптимально модифицируемая структура ЗС. Хотя, как показал анализ патентных источников по странам – ведущим производителям литой металлопродукции,

большинство патентов посвящено именно подбору химического состава ЗС с различным арсеналом технологических приемов их введения (например, [5, 6]). При этом необходимо отметить замечание Баума [7] о том, что структура твердого сплава неоднозначно зависит от его состава.

Другой принцип модифицирования структуры основан на физико-технической обработке расплава полями различной физической природы. Энергетическое позитивное (модифицирующее) действие поля проявляется как в процессе формирования зародышей твердой фазы, так и роста кристаллов. Причем в последнем случае, по мнению многих авторов, например, [1, 8, 9], энергетическое модифицирование наиболее эффективно проявляется при механическом диспергировании растущих твердых фаз в расплаве. Несложно показать, что в этом случае необходимо сформировать в расплаве мощные силовые поля при длительном времени их воздействия.

В то же время энергетическое воздействие на стадии формирования будущих зародышей кристаллизации может быть менее энергоемким, а его позитивное влияние здесь может проявляться как при гомо-, так и гетерогенном механизмах образования кристаллов. Хотя серьезным препятствием на пути объективного понимания причин, приводящих к существенному изменению кристаллизационной способности ЗС, являются все еще существенные неясности в механизмах зарождения центров кристаллизации [1, 7, 10-12]. При этом гипотеза о микронеоднородном строении жидкометаллических систем достаточно обоснована и должна учитываться в рассматриваемых компромиссных вариантах явлений образования кристаллов.

В последние годы как в журнальных публикациях, так и патентных источниках, все больше появляется экспериментальных данных об использовании применительно к литейному производству метода пропускания через расплав электрического тока, так называемый метод кондукционной электротокковой обработки (КЭТО). При этом изучались разные его режимы: постоянный (как по амплитуде, так и по знаку), переменный и импульсный. Такой метод однозначно проявляется как эффективный, относительно дешевый и простой в реализации для энергетического модифицирования структуры силуминов независимо от их химического состава, способа выплавки и разлива [13]. Отметим, что применительно к химическим технологиям экспериментально установлено активирующее действие КЭТО в процессах переноса, сорбции, растворимости и химической активности элементов. Отметим, что типы образования фаз применительно к металлическим расплавам зависят от электронного строения атомов, а электрический ток как процесс переноса зарядов (электронов) является активным инструментом влияния жидкометаллической системы на электронную структуру [14].

Можно отметить, что проблема влияния электрического тока на механизмы и кинетику кристаллизации металлов привлекла внимание исследователей еще в первой половине XX века [15, 16], но до настоящего времени широкого практического использования в технологиях литейного производства метод КЭТО не получил.

Анализ причин этого обстоятельства – предмет отдельной работы, но в рамках положений представляемого исследования можно выделить недостаточный объем экспериментальных данных о функциональных возможностях КЭТО расплава силуминов, учитывая многофакторность и многофункциональность такой задачи.

Как отмечалось ранее в работе [17], для решения такой задачи наиболее эффективным является взаимообусловленный анализ системы, описываемой физическими и технологическими параметрами источника и объекта обработки.

Безусловно, в этом случае исследование целесообразно выполнить на одном стенде с использованием, например, разных источников тока, которые обладают разными функциональными возможностями к модифицированию структуры сплава [13].

Кристаллизация и структурообразование сплавов

Цель работы – сопоставить результаты обработки расплава заэвтектического алюминия кондукционным электрическим током в разных его режимах.

Методические особенности эксперимента

При выборе параметров источника тока руководствовались требованиями, вытекающими из ранее полученных результатов [13]: обработка постоянным по амплитуде током (direct current) в пределах от 10 до 200 А; обработка импульсным током в диапазоне от десятков А до десятков кА с частотой следования импульсов от единиц Гц до единиц кГц с реализацией как моно-, так и биполярного импульса.

Такой универсальный вариант невозможно реализовать одним источником, поэтому разработали и изготовили три источника: постоянный ток (ИПТ); высоковольтный источник импульсного тока (ВВИИТ); низковольтный источник импульсного тока (НВИИТ).

Характеристики источников представлены в таблице.

Характеристики источников тока

Тип источника	Потребляемая мощность, кВт	Максимальное значение амплитуды тока, кА	Частота следования импульсов, Гц	Напряжение разряда, кВ
ИПТ	≤ 8,5	0,2	–	–
ВВИИТ	≤ 5,0	20,0	≤ 8	≤ 20
НВИИТ	0,135	0,8	≤ 1600	0,5

Необходимо отметить, что практически во всех публикациях, посвященных КЭТО, ее результат связывают или с амплитудой тока, или с его плотностью, добавляя, при необходимости, вид импульса тока. Их значения получают измерениями электрических характеристик в цепи, содержащей объект обработки как нагрузку. Но эти параметры можно рассматривать как параметры, определяющие электромагнитное поле в расплаве, которое всегда является неоднородным (тем более, при импульсном или пульсирующем его режимах, когда возникает эффект скинирования). Конфигурация линий тока поля в расплаве определяется его геометрией и типом выбранной электродной системы [13, 18, 19], поэтому в данной работе обращались только к параметрам разрядного контура при импульсной обработке и интегральным параметрам цепи при обработке постоянным током.

В проанализированных публикациях, как правило, не описывается тип электродной системы, от которой зависит геометрия электрического поля в расплаве. В работе [18] изучено влияние различных типов электродных систем на процессы в расплавах силуминов при импульсных режимах тока обработки. При этом показано, что наиболее технологичным и наиболее эффективным является принцип введения электродов через зеркало расплава в виде двух стержней, разнесенных к краям формы. В данной работе использован именно такой принцип электродной системы. Электроды, изготовленные из титана, вводились на глубину 5 мм. На рис. 1 представлена блок-схема экспериментального стенда.

В качестве объекта исследований был выбран сплав А390 с химическим составом в массовых частях, в %: Si – 18,5; Cu – 3,9; Mn – 0,12; Mg – 0,12; Ti – 0,2; Fe – 0,4; Zn – 0,02.

Его температурный интервал кристаллизации соответствовал $T_L = 667$; $T_S = 562$ °С. Выплавку проводили в шахтной термопечи в графитовых тиглях, в которых и проводили обработку как в печи, так и вне печи. Масса сплава составляла 200 г. После обработки расплав выливали в массивную медную форму, температура которой составляла 10 °С, ванна для заливки имела размеры 90 × 90 × 20 мм, что обеспечивало

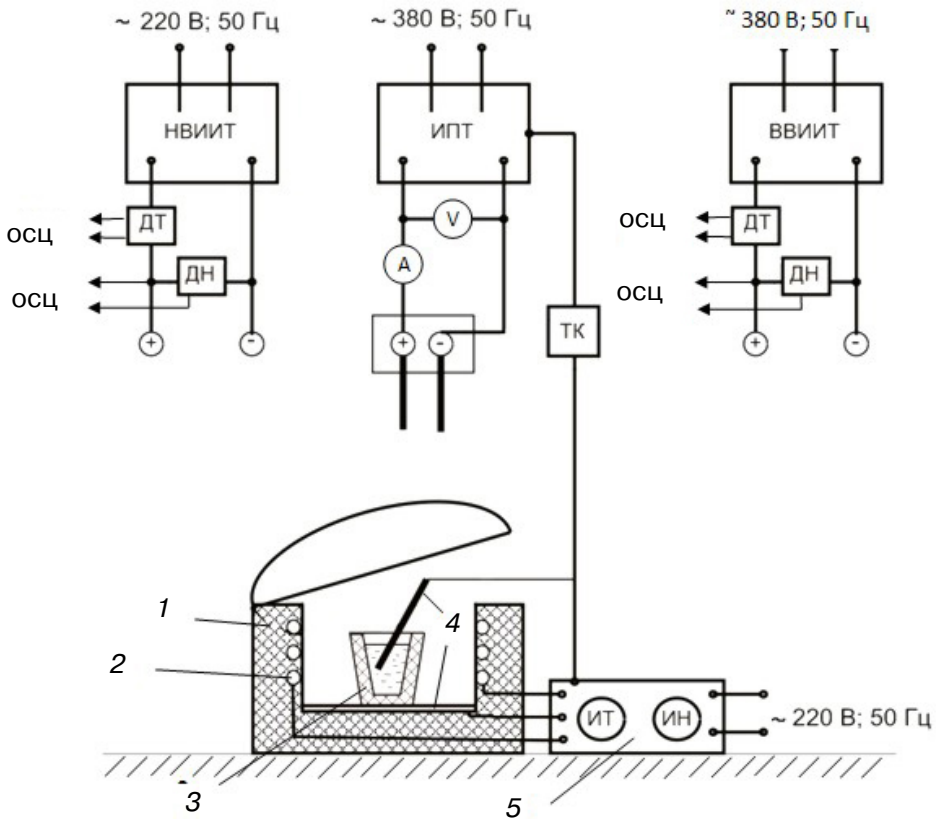


Рис. 1. Блок-схема экспериментального стенда: А – амперметр, ДН – датчик напряжения, ДТ – датчик тока, ВВИИТ – высоковольтный источник импульсного тока, ИПТ – источник постоянного тока, ИН – индикатор напряжения, ИТ – индикатор тока, НВИИТ – низковольтный источник импульсного тока, ТК – термоконтроллер, V – вольтметр; 1 – шахтная термопечь, 2 – нагревательные элементы, 3 – тигель с расплавом, 4 – термопара, 5 – блок управления и контроля термопечи

быструю относительно однородную кристаллизацию расплава. Образцы-свидетели для анализа микроструктуры на микроскопе Неофот-32М вырезали в разных участках твердого сплава. Для анализа структуры использовали традиционную методику [20]. Температуру расплава регистрировали термоконтроллером ТК-4К и хромель-алюмелевыми термопарами.

Ранее в работе [13] был дан обзор и анализ работ, посвященных КЭТО расплавов железоуглеродистых и алюминиевых сплавов с использованием различных режимов тока. В рамках данной статьи необходимо отметить некоторые результаты других работ, которые не упоминались в статье [13], но которые повлияли на выбор параметров обработки.

Традиционно для сплава А390 выплавку шихты проводят при температуре 760-780 °С [1], но в работе [21] без пояснения механизмов показано, что перегревание жидкого А390 до 1000 °С может выступать дополнительным методом модифицирования структуры. При этом изменяются размер и форма комплексных эвтектик, а температура ликвидуса повышается относительно выплавки при 780 °С. Соответствующие механизмы этих процессов можно найти в работах [22-24], так, в [22] изучалось влияние выпрямленного по знаку тока на механизмы фазовых превращений при затвердевании, а также морфологию и размер структурных составляющих сплава Al-16,5 % Si. Частота пульсации тока изменялась от 50 Гц до 0,5 МГц, здесь

важно отметить обнаруженное наличие минимума на кривой «размер зерна Si_1 – частота тока» при ~ 1 кГц. Дополняя ранее полученные данные, авторы поясняют механизмы модифицирования при КЭТО через эффект перераспределения атомов между зоной устойчивых микрогруппировок и разупорядоченной зоной. В работе [23] с помощью измерений зависимости «проводимость-температура» в сплаве Al-18 % Si показано наличие таких зон. Переход между зонами соответствует температуре $950\text{ }^\circ\text{C}$, а выдержка расплава в разупорядоченной зоне существенно изменяет ход и результат затвердевания. Как предполагают авторы работы [24], при определенной температуре (критической) структура расплава становится более однородной, происходит разрушение микрообластей, наследовавших черты фаз кристаллического состояния. При охлаждении образуются более однородные равновесные микрообразования со структурой ближнего порядка, характерной для микронеоднородного расплава. Такие вновь образовавшиеся микрообласти будут иметь иной состав, меньшие размеры и более равномерно распределяться по объему расплава.

Заметим, что для ЗС более благоприятная структура формируется при весьма быстрой кристаллизации ($\approx 10^2\text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{c}^{-1}$) [1], что возможно реализовать при выплавке ленты на водоохлаждаемом барабане. Но для случая объемной отливки в работе [25] показано, что скорость более $20\text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{c}^{-1}$ формирует турбулизацию потока металла, что приводит к макросегрегации Si_1 и ухудшает механические свойства.

Учитывая изложенное, в данной работе выплавку проводили при температурах от 780 до $950\text{ }^\circ\text{C}$ с последующей термостатирующей выдержкой от 10 до 30 мин с перемешиванием титановым импеллером. Обработку током выполняли в широком температурном интервале, расплав, залитый в массивную форму, кристаллизовался со скоростью от 5 до $10\text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{c}^{-1}$.

Описание и обсуждение результатов

На рис. 2 представлена микроструктура шихты исследуемого сплава. Здесь средний размер кристаллов Si_1 составляет 150 мкм , изменяясь в пределах от 50 до 350 мкм . Средний размер $Si_2 \approx 130\text{ мкм}$ лежит в пределах от 100 до 200 мкм . Объем Si_1 составляет 13% .

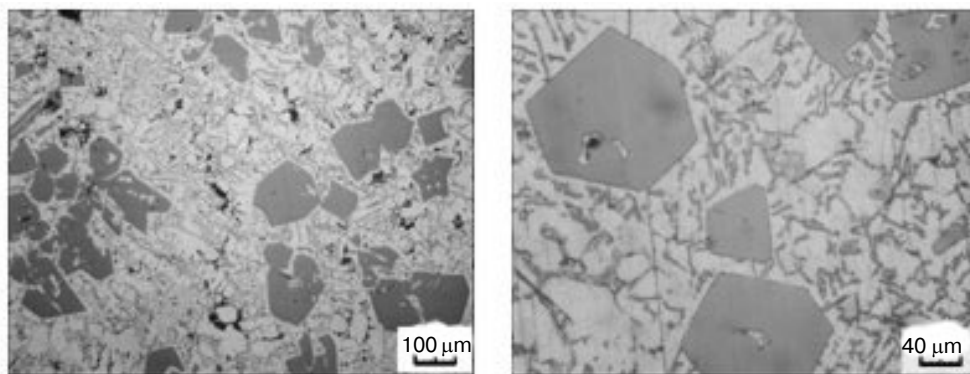


Рис. 2. Микроструктура первичной шихты сплава А390

На рис.3 представлена микроструктура контрольного образца, полученного при выплавке с температурой $850\text{ }^\circ\text{C}$, изотермической выдержке 20 мин с перемешиванием и последующей заливкой при $685\text{ }^\circ\text{C}$.

Здесь форма Si_1 незначительно улучшилась в сравнении с шихтой, но средний размер кристаллов остался практически таким же, хотя уже встречаются отдельные кристаллы размером от 30 до 50 мкм . Кремний в эвтектике модифицирован со средним размером от 20 до 50 мкм .

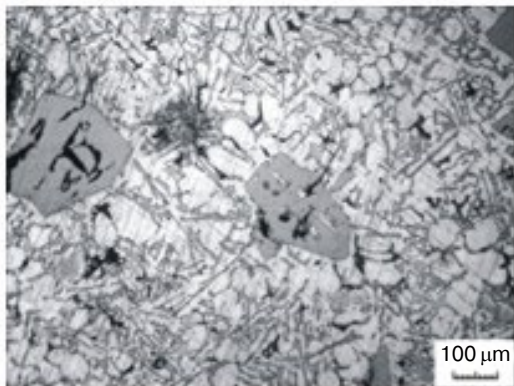


Рис. 3. Микроструктура контрольного образца

Обработка расплава после выплавки и изотермической выдержки в печи

Ток пропускали через расплав как при изотермической выдержке, так и медленном (вместе с печью) охлаждении или нагревании.

При этом обработку выполняли как отдельно каждым из трех источников, так и комбинируя параллельную обработку постоянным и импульсным током. Получили отдельные кристаллы Si_1 с минимальным размером до 40 мкм, но максимальные значения достигали 200 мкм. В то же время обработка в печи

каждым из выбранных принципов обработки активно влияла на измельчение Si_3 . Так, постоянный ток амплитудой в контуре уже 50 А позволил получить размер Si_3 от 5 до 15 мкм при температуре обработки 710 °С в течение 10 мин. Температура выплавки – 800 °С, но Si_1 имел размеры от 40 до 140 мкм. При тех же температурных режимах, но при обработке постоянным током амплитудой в контуре 50 А с параллельной обработкой НВИИТ частотой следования биполярных импульсов 40 Гц получили Si_1 от 20 до 100 мкм, а Si_3 – от 5 до 10 мкм. Но здесь неблагоприятную в основном розеточную форму имели кристаллы Si_1 . Обработка отдельно каждым из источников импульсного тока в широком диапазоне их возможных параметров нагружения практически не повлияла на морфологию структуры.

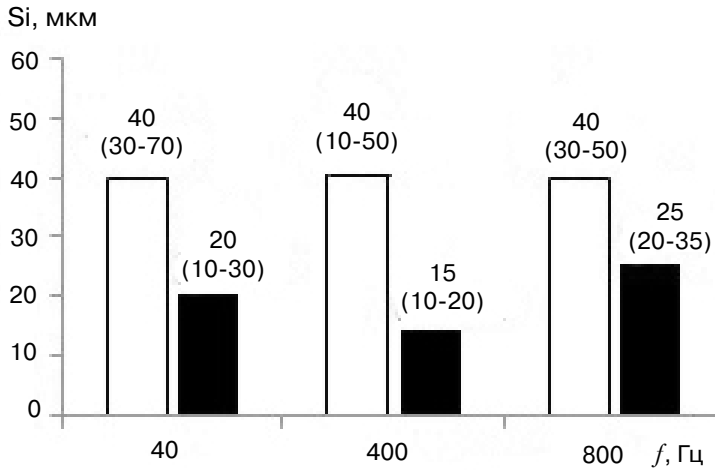
Обработка расплава вне печи

Здесь наилучшие результаты получены при обработке источниками импульсного тока. Постоянный ток самостоятельно и в комплексе с импульсами в принципе привел к измельчению кремния, но в меньшей степени, чем импульсный ток. Эти результаты получены выплавкой при 850 °С с изотермической выдержкой 20 мин, с перемешиванием импеллером и последующей обработкой вне печи в течение полутора минут в температурном интервале от 800 до 685 °С.

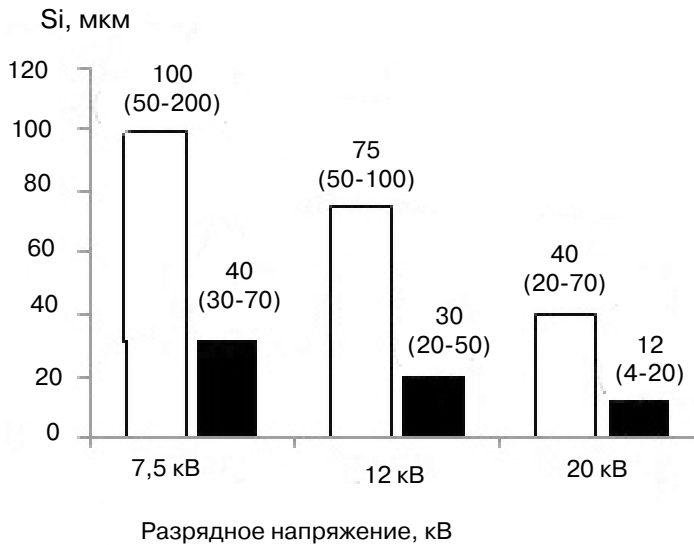
На рис. 4 представлены гистограммы средних размеров Si_1 и Si_3 после обработки импульсным током. В скобках указан диапазон полученных размеров кремния.

На рис. 5 показаны микроструктуры образцов в соответствии с рис. 4.

Таким образом, в указанной постановке задачи на описанном оборудовании полученные результаты показали, что электрический ток в импульсном режиме как с низковольтным, так и высоковольтным источниками оказывает активное бинарное модифицирующее действие на структуру сплава А390, измельчая обе фазы кремния. При этом наилучшее энергетическое модифицирование получено в температурном интервале жидкого состояния при обработке вне печи. Конечно же, выплавка расплава осуществлялась с большим перегревом, чем в традиционных технологиях [1] (760-780 °С), но на 100 °С меньше, чем критическая температура перехода от разупорядоченной к упорядоченной зоне. Косвенно это может свидетельствовать о том, что энергетическая обработка током в температурном интервале от 800 до 685 °С существенно перестраивала микронеоднородное строение расплава, обеспечивая увеличение зародков кристаллизации и активно влияя на формирование эвтектики. Как известно, термический нагрев изменяет только внутреннюю энергию металлической системы, электрический ток, кроме того, еще и совершает над ней работу. Заметим, что при обработке током вне печи в указанных параметрах скорость охлаждения не изменялась.



a



б

Рис. 4. Гистограммы размеров Si_1 и Si_2 после обработки биполярными импульсами тока: а – НВИИТ; б – ВВИИТ; ■ – Si_1 ; □ – Si_2

Выводы

При решении задачи в описанной постановке, полученные в данной статье результаты позволяют сделать следующие выводы.

- Наилучшие результаты получены при КЭТО вне печного агрегата. Достигнуто модифицирование включений Si_1 и Si_2 в разы, что может составить конкуренцию модифицированию фосфором, при котором не обнаружено влияния на Si_2 . Все исследованные режимы тока показали более активное влияние на процессы формирования эвтектики, чем на формирование Si_1 .

- Результаты обработки расплава в жидком состоянии постоянным током значительно уступают по эффективности обработке импульсами тока. Этот факт можно объяснить наличием активных воздействий на расплав при импульсном нагружении током за счет возникающих при этом электродинамических и

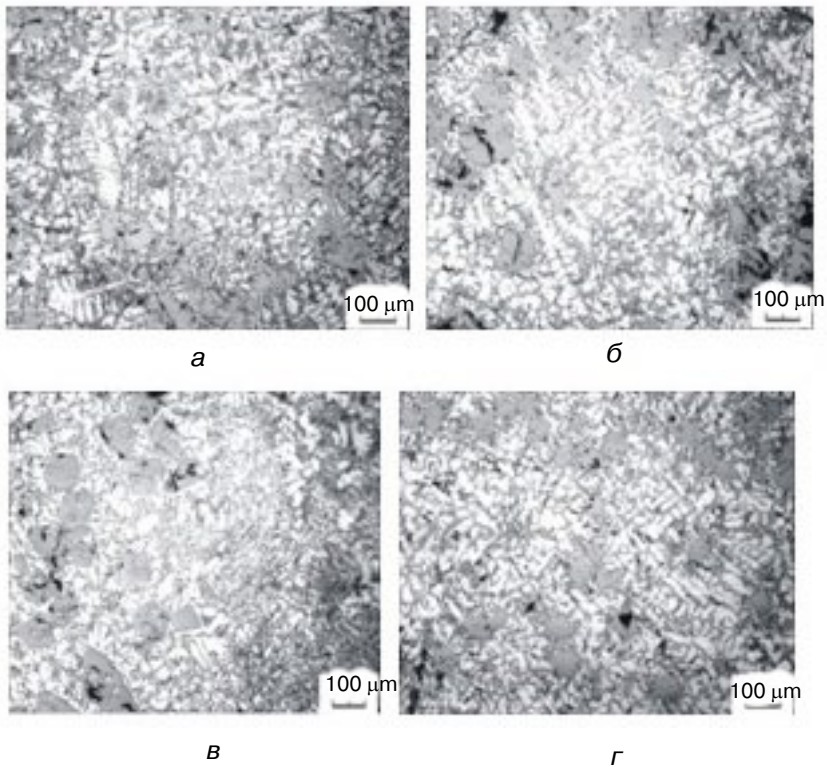


Рис. 5. Микроструктуры образцов после обработки биполярными импульсами тока; Гц: а – 40; б – 400; в – 800; г – ВВИИТ – 20 кВ

электромагнитоакустических процессов. При этом наиболее перспективным для использования является низковольтный источник как менее энергоемкий по сравнению с высоковольтным и более простой в исполнении.

- Энергетическое модифицирование при КЭТО жидкого состояния требует обеспечения определенных температурных и временных интервалов, соответствующих проявлению эффекта увеличения зародков кристаллизации на 2 порядка и изменению процессов кристаллизации эвтектики.

- Механизмы энергетического модифицирования при КЭТО требуют более детального изучения, в том числе методами электрофизики, электродинамики, термодинамики и теории поля.



Список литературы

1. Поршневые силумины /Н. А. Белов, В. Д. Белов, С. В. Савченко, и др. – М.: Изд. дом «Руда и металлы», 2011. – 248 с.
2. Мондольфо Л. Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов. – М.: Metallurgy, 1979. – 640 с.
3. Гаврилюк В. П., Ласковец В. В. Управление структурой и свойствами заэвтектических силуминов при помощи микродобавок // Процессы литья. – 2005. – № 2. – С. 55-60.
4. Кузнецова В. З., Носко О. А. Влияние модифицирования бором на структуру и свойства заэвтектических поршневых силуминов // Теория и практика металлургии. – 2005. – № 1-2. – С. 113-118.
5. Пат. FR2788788 (A1), Франция. Eutectic or hypereutectic aluminum-silicon alloy product for

- semisolid forming in forging and pressure injection operations / Laslaz Gerard, Cosse Francois, Garat Michel. Заявл. 21.09.99, опубл. 28.07.00 // <http://worldwide.espacenet.com>.
6. Пат. 22435. Україна. Ливарний сплав на основі алюмінію / А. Г. Пригунова, С. А. Артеменко, О. Г. Владиченко // Заявл. 13.07.95. Опубл. 03.03.98, Бюл. №0/1998.
 7. Баум Б. А. Металлические жидкости. – М.: Наука, 1979. – 120 с.
 8. Абрамов О. В. Кристаллизация металлов в ультразвуковом поле. – М.: Металлургия, 1972. – 256 с.
 9. Скоробагатько Ю. П. Фізичне модифікування заэвтектичних алюмінієвих сплавів з використанням електромагнітної дії // Металознавство та обробка металів. – 2011. – № 4. – С. 44-49.
 10. Мазур А. В. О кластерном механизме роста кристаллов кремния в микрогетерогенном расплаве Al-21,5 Si // Теория и практика металлургии. – 2009. – №1 – 2. – С.95-98.
 11. Исследование строения жидких сплавов Al-Si. 2. Заэвтектические сплавы / А. Г. Пригунова, В. И. Мазур, Ю. Н. Таран и др // Металлофизика. – 1983. – Т. 5, № 3. – С. 54-57.
 12. Никитин В. И. Явление наследственности в литых сплавах – основа создания инновационных технологий // Тр. 9-го съезда литейщиков России. Уфа, 20-24 апреля 2009. – Уфа, 2009. – С. 91-97.
 13. Иванов А. В., Синчук А. В., Цуркин В. Н. Электротоксовая обработка жидких и кристаллизующихся сплавов в литейных технологиях // Электронная обработка материалов. – 2011. – 47 (5). – С. 89-98.
 14. Кульбовский И. К. Зависимость структуры и свойств литых сплавов от электронного строения атомов, входящих в них // Литейн. пр-во. – 2008. – № 6. – С. 3-28.
 15. Kondoguri W. W. *Phys Z. Sowjetunion*, 1936. – Bd. 9, № 6. – P. 603-609.
 16. Горский Ф. К., Михневич В. А. Кинетика кристаллизации при воздействии электрических и магнитных полей. – ЖЭТФ. – 1932. – Т. 2, № 4. – С. 264-269.
 17. Цуркин В. Н. Принципы системного подхода к выбору методов внепечной обработки расплава // Металл и литье Украины. – 2009. – № 7-8. – С. 12-16.
 18. Иванов А. В., Синчук А. В., Богославская А. С. Влияние технологических параметров обработки расплавов электрическим током на процесс перемешивания // Электронная обработка материалов. – 2012. – № 2. – С. 110-117.
 19. Подольцев А. Д., Кучерявая И. Н. Элементы теории и численного расчета электромагнитных процессов в проводящих средах. – Киев: Ин-т электродинамики НАН Украины, 1999. – 363 с.
 20. Салтыков С. А. Стереометрическая металлография. – М.: Металлургия, 1976. – 271 с.
 21. Piatkowski I., Gajdzik B., Matula T. Crystallization and structure of cast A390.0 alloy with melt over heating temperature // *Metalurgiya* 51. – 2012. – № 3. – P. 321-324.
 22. Петров С. С., Пригунов С. В., Пригунова А. Г., Ключник Д. Н. Структурные и фазовые превращения в силуминах под воздействием жидкофазной обработки электрическим током // Металлофизика и новейшие технологии. – 2009. – Т. 31, - № 8. – С. 1161-1168.
 23. Chen Zhong-hua, Han Yan-fa, Huang Zhong-yue, Yang Dong-dong, Zu Fang-giu // *Metallic Functional Materials*. – 2011. – № 3. – P. 28-31.
 24. Влияние состояния расплава на кристаллизацию заэвтектического силумина / Е. Е. Барышев, Т. К. Костина, Г. В. Тягунов и др // Теория и практика металлургии. – 2006. – № 4 – 5. – С. 104-108.
 25. Okayasu M., Takeuchi S., Shiraishi T. *International Journal of Cast Metals Research*. – 2013. – V. 26, IS2. – P. 105-113.

Поступила 24.06.2014