

МОДИФИЦИРОВАНИЕ ЛИТЕЙНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al–Mg–Si ОБРАБОТКОЙ ЖИДКОЙ ФАЗЫ НАНОСЕКУНДНЫМИ ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫМИ ИМПУЛЬСАМИ

© 2021 г. В.Б. Деев^{1,2}, Э.Х. Ри³, Е.С. Прусов⁴,
М.А. Ермаков³, А.В. Гончаров³

¹ Уханьский текстильный университет, г. Ухань, Китай

² Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва, Россия

³ Тихоокеанский государственный университет, г. Хабаровск, Россия

⁴ Владимирский государственный университет имени А.Г. и Н.Г. Столетовых, г. Владимир, Россия

Статья поступила в редакцию 03.12.20 г., доработана 10.12.20 г., подписана в печать 11.05.21 г.

Аннотация: На примере сплава АА 511 системы Al–Mg–Si показано, что облучение алюминиевых расплавов наносекундными электромагнитными импульсами (НЭМИ) приводит к существенному изменению характера структурообразования при кристаллизации. Установлено, что повышение частоты облучения расплавов НЭМИ сопровождается измельчением структурных составляющих сплава и перераспределением в них легирующих элементов. При этом наибольшая степень уменьшения размеров зерен α -твердого раствора и межзеренных включений эвтектической фазы Mg₂Si наблюдается при частоте НЭМИ $f = 1000$ Гц. Повышение частоты НЭМИ приводит к значительному увеличению концентрации магния в α -твердом растворе и фрагментации межзеренных включений фазы Mg₂Si, которая при облучении расплава с $f = 1000$ Гц выделяется в форме компактных изолированных включений. Показано, что обработка расплавов НЭМИ приводит к повышению твердости (по Бринеллю) образцов в литом состоянии, а также к увеличению микротвердости зерен α -твердого раствора (с 38,21 HV в исходном состоянии до 61,85 HV после облучения с частотой 1000 Гц). Было сделано предположение, что воздействие импульсного электромагнитного поля приводит к понижению критических значений свободной энергии Гиббса, необходимых для инициации процессов зародышеобразования, и снижению поверхностного натяжения на границах раздела «растущий кристалл – металлический расплав», что обуславливает модифицирующее воздействие на структуру сплава за счет уменьшения критического размера зародышей кристаллизации.

Ключевые слова: литейные алюминиевые сплавы, система Al–Mg–Si, наносекундные электромагнитные импульсы (НЭМИ), кристаллизация, структурообразование, модифицирование структуры.

Деев В.Б. – докт. техн. наук, профессор факультета машиностроения и автоматизации Уханьского текстильного университета (Textile Road, 1, Hongshan District, Wuhan, 430073, P.R. China), гл. науч. сотрудник лаборатории «Ультрамелкозернистые металлические материалы», профессор кафедры «Обработка металлов давлением» НИТУ «МИСиС» (119991, г. Москва, Ленинский пр-т, 4). E-mail: deev.vb@mail.ru.

Ри Э.Х. – докт. техн. наук, проф., гл. науч. сотр., зав. кафедрой литейного производства и технологии металлов (ЛПИТМ) Тихоокеанского государственного университета (ТОГУ) (680035, г. Хабаровск, ул. Тихоокеанская, 136). E-mail: erikri999@mail.ru.

Прусов Е.С. – канд. техн. наук, доцент кафедры «Технологии функциональных и конструкционных материалов» Владимирского государственного университета им. А.Г. и Н.Г. Столетовых (600000, г. Владимир, ул. Горького, 87). E-mail: erusov@mail.ru.

Ермаков М.А. – канд. техн. наук, ст. науч. сотр., доцент кафедры ЛПИТМ ТОГУ. E-mail: ermakovma@yandex.ru.

Гончаров А.В. – канд. техн. наук, науч. сотр., доцент кафедры ЛПИТМ ТОГУ. E-mail: gonchcom@mail.ru.

Для цитирования: Деев В.Б., Ри Э.Х., Прусов Е.С., Ермаков М.А., Гончаров А.В. Модифицирование литейных алюминиевых сплавов системы Al–Mg–Si обработкой жидкой фазы наносекундными электромагнитными импульсами.

Известия вузов. Цветная металлургия. 2021. Т. 27. № 4. С. 32–41.

DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2021-4-32-41.

Modification of Al–Mg–Si casting aluminum alloys by liquid phase processing with nanosecond electromagnetic pulses

V.B. Deev^{1,2}, E.Kh. Ri³, E.S. Prusov⁴, M.A. Ermakov³, A.V. Goncharov³

¹ Wuhan Textile University, Wuhan, China

² National University of Science and Technology «MISIS», Moscow, Russia

³ Pacific National University, Khabarovsk, Russia

⁴ Vladimir State University n.a. A. and N. Stoletovs, Vladimir, Russia

Received 03.12.2020, revised 10.12.2020, accepted for publication 11.05.2021

Abstract: The AA 511 alloy of the Al–Mg–Si system was used as an example to demonstrate that aluminum melt irradiation with nanosecond electromagnetic pulses (NEPs) leads to a significant change in the nature of structure formation during crystallization. It was found that an increase in the frequency of melt irradiation with NEPs is accompanied by the refinement of the alloy structural components, while the greatest grain size reduction of the α -solid solution and intergranular inclusions of the eutectic Mg_2Si phase is observed at a NEPs frequency $f = 1000$ Hz. An increase in the NEPs frequency leads to a significant increase in the concentration of magnesium in the α -solid solution and the fragmentation of Mg_2Si phase intergranular inclusions, which is released in the form of compact isolated inclusions when the melt is irradiated at a frequency of 1000 Hz. It was shown that melt processing with NEPs leads to an increase in the Brinell hardness of as-cast specimens, as well as to a significant increase in the microhardness of α -solid solution grains (from 38.21 HV in the initial state to 61.85 HV after irradiation with a frequency of 1000 Hz). It was assumed that the effect of a pulsed electromagnetic field leads to a decrease in the critical values of the Gibbs free energy required to initiate nucleation processes, and to a decrease in the surface tension at the «growing crystal – molten metal» interface, which causes a modifying effect on the alloy structure due to a decrease in the critical size of crystal nuclei.

Keywords: cast aluminum alloys, Al–Mg–Si system, nanosecond electromagnetic pulses (NEPs), crystallization, structure formation, structure modification.

Deev V.B. – Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the School of Mechanical Engineering and Automation of Wuhan Textile University (Textile Road, 1, Hongshan District, Wuhan, 430073, P.R. China), Chief researcher of the Laboratory «Ultrafine-grained metallic materials», Prof. of the Department of metal forming, National University of Science and Technology (NUST) «MISIS» (119991, Russia, Moscow, Leninskii pr., 4). E-mail: deev.vb@mail.ru.

Ri E.Kh. – Dr. Sci. (Eng.), Prof., Chief researcher, Head of the Department of foundry and metal technology, Pacific National University (680035, Russia, Khabarovsk, Tikhookeanskaya str., 136). E-mail: erikri999@mail.ru.

Prusov E.S. – Cand. Sci. (Eng.), Associate prof., Department of functional and constructional materials technology, Vladimir State University n.a. A. and N. Stoletovs (600000, Russia, Vladimir, Gorky str., 87). E-mail: eprusov@mail.ru.

Ermakov M.A. – Cand. Sci. (Tech.), Associate prof., Department of foundry and metal technology, Pacific National University. E-mail: ermakovma@yandex.ru.

Goncharov A.V. – Cand. Sci. (Tech.), Associate prof., Department of foundry and metal technology, Pacific National University. E-mail: gonchcom@mail.ru.

For citation: Deev V.B., Ri E.Kh., Prusov E.S., Ermakov M.A., Goncharov A.V. Modification of Al–Mg–Si casting aluminum alloys by liquid phase processing with nanosecond electromagnetic pulses. *Izvestiya Vuzov. Tsvetnaya Metallurgiya (Izvestiya. Non-Ferrous Metallurgy)*. 2021. Vol. 27. No. 4. P. 32–41 (In Russ.). DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2021-4-32-41.

Введение

Литейные алюминиевые сплавы получили широкое распространение во многих отраслях промышленности, что в значительной степени связано с их малым удельным весом, высокой пластичностью, технологичностью при получении и последующей обработке, высокой коррозионной стойкостью, хорошими электрическими и теплофизическими свойствами и др. [1]. По данным Grand View Research [2] объем мирового рынка алюминиевого литья в 2019 г. составил 50,5 млрд долл. США, а прогнозируемые среднегодовые темпы роста с 2020 по 2027 г. достигнут 6,4 %. Помимо уже ставших традиционными направлений

использования литейных алюминиевых сплавов в автомобилестроении, судостроении и авиакосмической отрасли применение алюминиевого литья стремительно расширяется в сельскохозяйственном, строительном, горнодобывающем, энергетическом машиностроении и других сегментах промышленности [3–5].

В последние годы были достигнуты значительные успехи в понимании фундаментальных взаимосвязей между составом, структурой, свойствами и способами обработки расплавов при плавке и литье алюминиевых сплавов [6]. Измельчение структурных составляющих за счет модифицирую-

щей обработки способствует значительному повышению физико-механических свойств алюминиевых сплавов, их ударной вязкости, стойкости к горячим трещинам, а также других характеристик [7]. Модифицирующие воздействия на структуру алюминиевых сплавов в традиционных производственных технологиях наиболее часто осуществляются путем ввода в расплавы химических элементов или их соединений, образующих новые центры кристаллизации либо оказывающих лимитирующее влияние на рост кристаллизующихся фаз [8, 9]. Спектр доступных модификаторов химического действия достаточно хорошо изучен, определены области их приоритетного использования при модифицировании различных групп алюминиевых сплавов, однако потенциал дальнейшего повышения эффективности модифицирующих воздействий таких добавок в известной степени ограничен [10]. Кроме того, накопление модификаторов во вторичных алюминиевых сплавах в процессах их рециклинга со временем приведет к существенному изменению химического состава сплавов.

В последние годы возрастает интерес к экологичным процессам обработки расплавов за счет применения различных физических воздействий на жидкие и кристаллизующиеся расплавы [11–13]. При наложении внешних энергетических полей (электрических, электромагнитных и др.) на расплавы и твердые металлы достигается значительное измельчение структуры без изменения химического состава [14–16]. В ходе многочисленных исследований было показано, что импульсные электромагнитные поля при воздействии на расплавленные металлы позволяют не только существенно измельчать первичные зерна, но и менять их морфологию за счет фрагментации дендритов [17–20].

При наложении импульсных магнитных полей параллельно поверхности расплава создается сила Лоренца из-за взаимодействия импульсного магнитного поля и индуцированного электрического тока, вызывающая вибрацию жидкого металла, что приводит к измельчению зерна [21]. Однако детальные механизмы модифицирующего воздействия такой обработки на структуру алюминиевых сплавов остаются дискуссионными. Исследования многих специалистов, работающих в этих направлениях в последние десятилетия, направлены преимущественно на изучение влияния импульсных электромагнитных полей на размеры и морфоло-

гию структурных составляющих в алюминиевых сплавах, а также на перераспределение легирующих элементов в процессах микро- и макросегрегации во взаимосвязи со свойствами и характеристиками получаемых литых заготовок [22–25].

Как показывают накопленные к настоящему времени данные лабораторных и промышленных экспериментов, эффективным способом целенаправленного воздействия на структуру и свойства литейных сплавов является обработка расплавов наносекундными электромагнитными импульсами (НЭМИ) [26–28]. Высокая мощность (от 1,5 до 7,0 МВт) и малая длительность импульсов (от 0,1 до 1,0 нс) приводят к возникновению импульсных электромагнитных полей с напряженностью до 10^{11} – 10^{12} В/м [29], при этом большая часть энергии импульса поглощается расплавом металла.

Подтверждено существенное влияние обработки НЭМИ на кристаллизационные параметры, физико-механические (электро- и теплопроводность, плотность, твердость, микротвердость структурных составляющих), эксплуатационные (жаростойкость, износостойкость, коррозионная стойкость) и технологические свойства алюминия и сплавов на его основе [30–32]. Несмотря на сравнительно большой объем фактических данных, накопленных к настоящему времени, по обработке НЭМИ расплавов системы Al–Si, в научной литературе весьма ограниченно представлены сведения о влиянии НЭМИ на формирование структуры литейных алюминиевых сплавов систем Al–Mg и Al–Mg–Si.

Целью настоящей работы являлось установление влияния наносекундных электромагнитных импульсов на процессы структурообразования и распределение легирующих элементов в литейных алюминиевых сплавах системы Al–Mg–Si (на примере сплава АА 511).

Методика исследований

При проведении экспериментов по облучению алюминиевых расплавов НЭМИ в качестве опытного использовали стандартный литейный сплав марки АА 511, относящийся к системе Al–Mg–Si (промышленные сплавы 5xx.x серии по номенклатуре Aluminum Association, США). Стандартный и фактический его составы приведены в табл. 1.

Для выплавки опытного сплава использовали чистые алюминий ($\geq 99,99\%$), магний ($\geq 99,9\%$) и

Таблица 1. Стандартный и фактический химические составы сплава АА 511

Table 1. Standard and actual AA 511 alloy chemical compositions

Состав	Содержание, мас. %								
	Al	Mg	Si	Fe	Cu	Mn	Zn	Ti	Другие
Стандартный	Осн.	3,5–4,5	0,3–0,7	≤ 0,5	≤ 0,15	≤ 0,35	≤ 0,15	≤ 0,25	≤ 0,15
Фактический	Осн.	4,04	0,49	0,04	0,02	0,03	0,03	0,02	0,07

кремний ($\geq 99,0\%$). Плавку вели в алундовом тигле в вертикальной электрической печи сопротивления GRAFICARBO (Италия) в защитной атмосфере аргона. Масса обрабатываемого металла при каждой плавке составляла 200 г. После расплавления алюминия при температуре 720–740 °С в него последовательно вводили кремний и магний, завернутые в алюминиевую фольгу, и тщательно перемешивали графитовым стержнем.

Для создания электромагнитных волн использовали генератор НЭМИ компании «FID Technology» (Германия) со следующими характеристиками:

- положительная полярность импульса;
- регулируемая амплитуда импульсов до 15 кВ;
- длительность импульса — 0,5 нс;
- переменная частота следования генерируемых импульсов $f \leq 1$ кГц;
- задержка выходного импульса относительно переднего фронта триггерного импульса — 120 нс.

Воздействие электромагнитных импульсов наносекундной длительности на расплав осуществляли путем погружения излучателей (электродов) при температуре 750 °С. Общая схема обработки расплава НЭМИ приведена на рис. 1. Излучатели защищали от взаимодействия с расплавом с помощью алундовых наконечников, прозрачных для импульсных электромагнитных волн. Температуру расплава контролировали на протяжении всего эксперимента с помощью погружной хромель-алюмелевой термопары. В качестве эмиттера использовали электроды в виде пластин из нержавеющей стали шириной 10 мм, высотой 140 мм и толщиной 1 мм. В процессе обработки амплитуда наносекундных электромагнитных импульсов оставалась постоянной (15 кВ), а частота облучения (f) задавалась равной 500, 800 и 1000 Гц. Литые образцы, полученные при различных ее значениях, сравнивали с необработанным состоянием. В каждом случае обработку проводили в течение 10 мин, после чего расплав заливали в стальную

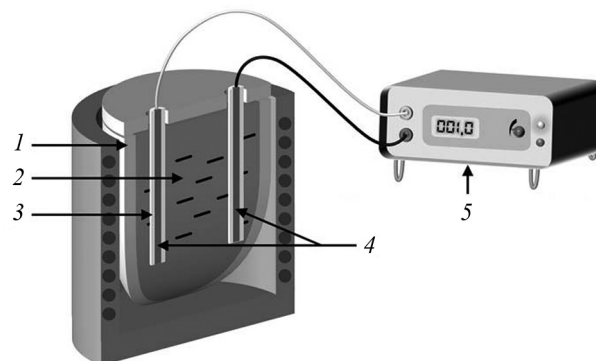


Рис. 1. Схема обработки алюминиевых расплавов НЭМИ

1 – тигель, 2 – обрабатываемый расплав, 3 – алундовые защитные наконечники, 4 – электроды, 5 – генератор НЭМИ

Fig. 1. Diagram of processing aluminum melts with NEPs

1 – crucible, 2 – processed melt, 3 – alundum protective tips, 4 – electrodes, 5 – NEPs generator

изложницу при $t = 720$ °С. Перед заливкой изложницу покрывали оксидом цинка и перегревали до 150–200 °С.

Образцы для оптической и электронной микроскопии вырезали из слитков на расстоянии 20 мм от нижней части и готовили по стандартным металлографическим методикам. Исследование микроструктуры литых образцов проводили на металлографическом микроскопе MICRO 200 (США). Для всех образцов исследовали участки структуры в центральной части образца, расположенные на одинаковом расстоянии от литой поверхности.

Микрорентгеноспектральный анализ по определению содержания элементов в различных структурных составляющих сплава осуществляли на установке SU-70 производства «Hitachi» (Япония) с приставками энергодисперсионного (Thermo Fisher Scientific Ultra Dry), волнового микрорентгеноспектрального (Thermo Fisher Scientific MagnaRay) и микрофазового анализом методом дифракции отраженных электронов (Thermo Scientific QuasOR).

Измерения микротвердости проводили в соответствии с ГОСТ Р ИСО 6507-1-2007 на образцах, подготовленных для исследования микроструктуры, с использованием прибора НМV-G («Shimadzu», Япония). Нагрузка при измерениях составляла 9,807 мН ($HV_{0,001}$), выдержка — 15 с, в качестве индентора служила алмазная пирамидка типа Виккерса. Твердость по Бринеллю определяли на твердомере ТШ (ООО «Точприбор», Россия) с диаметром шарика 10 мм при усилии 500 кгс и продолжительности выдержки 10 с. Каждое приводимое значение твердости и микротвердости является средним арифметическим от не менее чем 10 проведенных замеров.

Результаты и их обсуждение

Микроструктуры литых образцов опытных сплавов при различных режимах облучения расплавов НЭМИ в сравнении с необработанным

состоянием приведены на рис. 2. Из полученных изображений видно, что воздействие НЭМИ на алюминиевый расплав приводит к существенному изменению структуры сплава АА 511, в частности к уменьшению размеров зерен α -твердого раствора и межзеренных включений эвтектической фазы Mg_2Si . При этом повышение частоты облучения сопровождается измельчением структурных составляющих сплава. Наибольший модифицирующий эффект в проведенной серии экспериментов был достигнут при $f = 1000$ Гц (см. рис. 2, з).

Изображения микроструктуры сплава АА 511 при различной частоте НЭМИ, полученные с помощью сканирующего электронного микроскопа (СЭМ), показаны на рис. 3. Точками обозначены позиции, в которых проведен микрорентгеноспектральный анализ (МРСА), результаты которого приведены в табл. 2.

По данным МРСА повышение частоты НЭМИ приводит к существенному увеличению кон-

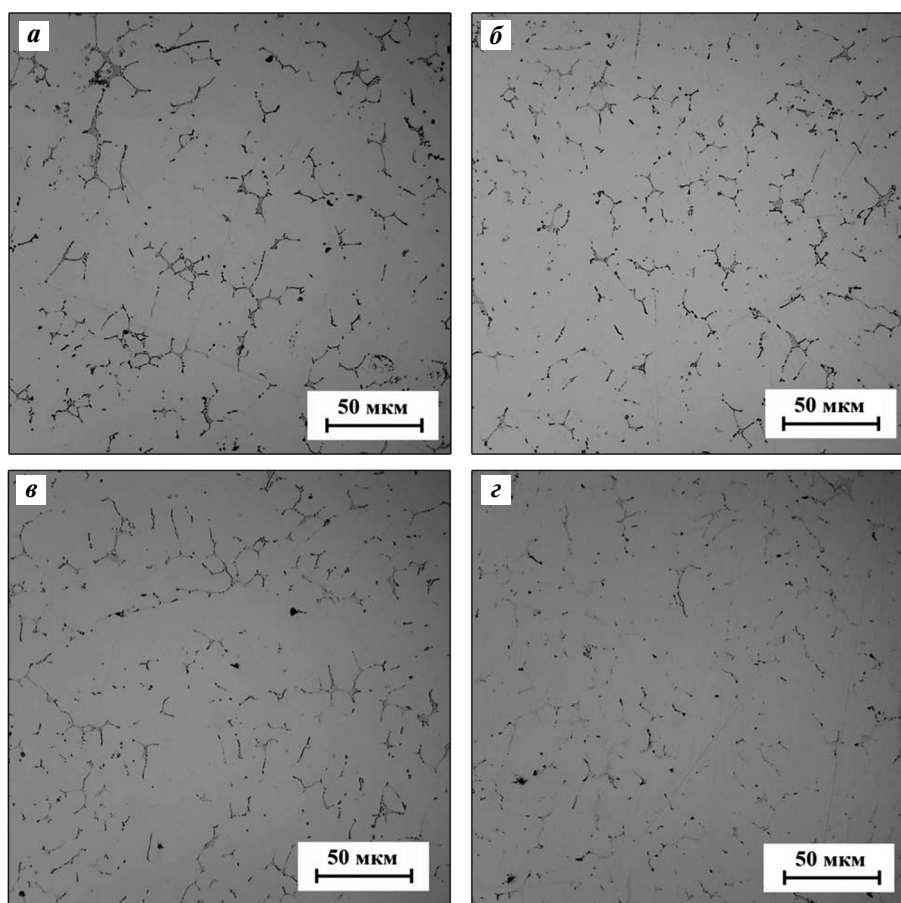


Рис. 2. Репрезентативные снимки структуры алюминиевого сплава АА 511 в исходном состоянии (а) и после обработки расплавов НЭМИ с частотой 500 Гц (б), 800 Гц (в) и 1000 Гц (з)

Fig. 2. Representative AA 511 aluminum alloy structure images in the initial state (a) and after melt processing with NEPs at a frequency of 500 Hz (б), 800 Hz (в) and 1000 Hz (з)

Таблица 2. Элементный состав (мас.%) фазовых составляющих в образце сплава АА 511 при обработке расплава НЭМИ с различной частотой

Table 2. Elemental composition (wt.%) of phase components in the AA 511 alloy sample at melt processing with NEPs at different frequencies

Позиция на рис. 3	Mg	Al	Si	Ca	Fe	Ni
<i>f</i> = 500 Гц (см. рис. 3, а)						
1	2,97±0,17	73,28±0,31	–	–	20,58±0,39	3,17±0,34
2	6,25±0,18	88,41±0,37	–	0,34±0,06	1,89±0,27	3,11±0,22
3	9,43±0,18	75,11±0,38	5,57±0,26	0,68±0,11	4,85±0,27	4,37±0,34
4	21,50±0,18	61,82±0,39	16,69±0,29	–	–	–
5	19,79±0,18	68,90±0,40	11,31±0,28	–	–	–
6	17,94±0,18	66,45±0,40	15,61±0,30	–	–	–
7	29,15±0,19	49,99±0,38	20,86±0,27	–	–	–
8	3,49±0,16	96,51±0,39	–	–	–	–
9	2,05±0,16	97,95±0,39	–	–	–	–
10	2,18±0,15	97,82±0,39	–	–	–	–
<i>f</i> = 800 Гц (см. рис. 3, б)						
1	4,80±0,18	84,88±0,36	–	–	6,93±0,33	3,39±0,36
2	4,16±0,17	88,00±0,37	–	–	5,69±0,33	2,15±0,35
3	5,25±0,17	89,56±0,37	–	–	3,69±0,32	1,50±0,18
4	21,05±0,18	65,46±0,40	13,48±0,28	–	–	–
5	24,57±0,18	57,74±0,39	17,69±0,27	–	–	–
6	16,35±0,18	73,71±0,41	9,95±0,30	–	–	–
7	3,45±0,16	96,55±0,39	–	–	–	–
8	3,12±0,16	96,88±0,39	–	–	–	–
9	3,10±0,16	96,90±0,39	–	–	–	–
<i>f</i> = 1000 Гц (см. рис. 3, в)						
1	6,45±0,18	83,72±0,18	1,30±0,25	–	5,90±0,31	2,62±0,37
2	8,96±0,19	81,11±0,19	–	0,67±0,06	3,13±0,26	6,13±0,39
3	5,24±0,18	79,37±0,18	–	–	11,48±0,35	3,92±0,36
4	19,26±0,18	63,42±0,18	17,32±0,30	–	–	–
5	25,29±0,18	57,47±0,18	16,94±0,27	–	–	–
6	15,59±0,18	71,61±0,18	12,80±0,10	–	–	–
7	3,38±0,16	96,62±0,16	–	–	–	–
8	3,22±0,16	96,78±0,16	–	–	–	–
9	4,86±0,17	95,14±0,17	–	–	–	–

центрации магния в α -твердом растворе (см., например, поз. 8, 9 и 10 на рис. 3, а и поз. 7, 8 и 9 на рис. 3, в). СЭМ-изображения, полученные для сплавов при обработке расплава с различной частотой НЭМИ, свидетельствуют о фрагментации межзеренных включений фазы Mg_2Si , которая наиболее

выражена при $f = 1000$ Гц (см. рис. 3, в). В этих условиях вместо протяженных пластин, расположенных по границам зерен, формируются более компактные изолированные включения.

Обработка расплавов НЭМИ приводит к повышению твердости по Бринеллю образцов в литом

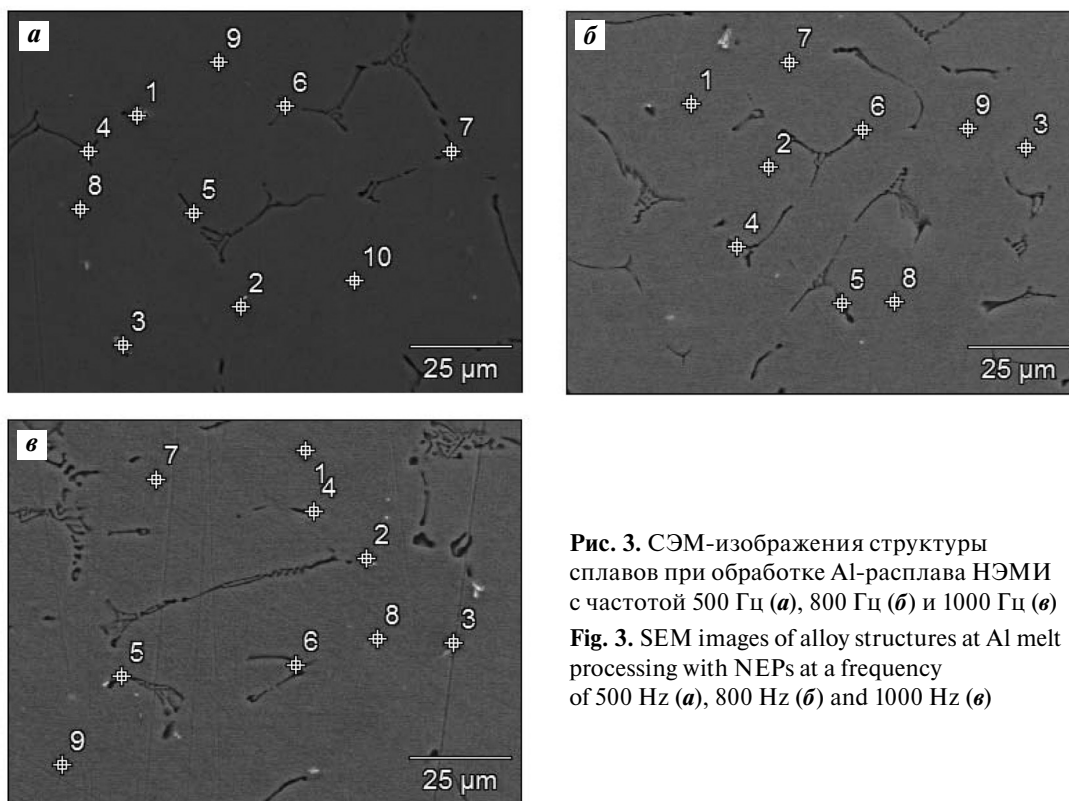


Рис. 3. СЭМ-изображения структуры сплавов при обработке Al-расплава НЭМИ с частотой 500 Гц (а), 800 Гц (б) и 1000 Гц (в)
Fig. 3. SEM images of alloy structures at Al melt processing with NEPs at a frequency of 500 Hz (a), 800 Hz (b) and 1000 Hz (c)

состоянии, а также к увеличению микротвердости зерен α -твердого раствора и межзеренных включений фазы Mg_2Si (рис. 4). Можно предположить, что подобный характер изменения твердости и микротвердости может быть связан с процессами перераспределения элементов в структурных составляющих сплава в зависимости от частоты обработки расплава НЭМИ.

Анализ физических механизмов изменения структуры алюминиевых сплавов и процессов перераспределения легирующих элементов в структурных составляющих под воздействием НЭМИ требует рассмотрения вопросов энергетического взаимодействия импульсов с металлическими расплавами.

При облучении расплава НЭМИ на него действуют силы, обусловленные взаимодействием индуцированных токов и магнитных полей, что приводит к возникновению силы Лоренца, действующей на единицу объема расплава:

$$F = JB,$$

где F — сила Лоренца, Н; J — плотность тока, индуцируемого в металле, A/m^2 ; B — плотность магнитного потока (магнитная индукция), Тл.

Согласно общепринятым представлениям сила Лоренца включает тангенциальную и радиальную компоненты [33]: первая вызывает течение расплава в тангенциальном направлении, а последняя приводит к наложению давления на расплав, выражаемого следующим образом [34]:

$$p = \frac{B^2}{2\mu},$$

где μ — магнитная проницаемость металлического расплава, Гн/м.

Таким образом, действие этой силы способствует усиленному перемешиванию расплава, интенсифицируя процессы конвекции и массопереноса в жидкой фазе [35]. При этом величина импульсной силы Лоренца может варьироваться, поскольку меняется амплитуда магнитной напряженности, за счет чего становится возможным управлять процессами воздействия НЭМИ на структуру сплава.

Металлический расплав под действием НЭМИ может рассматриваться как термодинамическая система, находящаяся во внешнем импульсном электромагнитном поле. Известно, что наложение магнитных полей на расплавы изменяет свободную энергию Гиббса фазовых переходов [36].

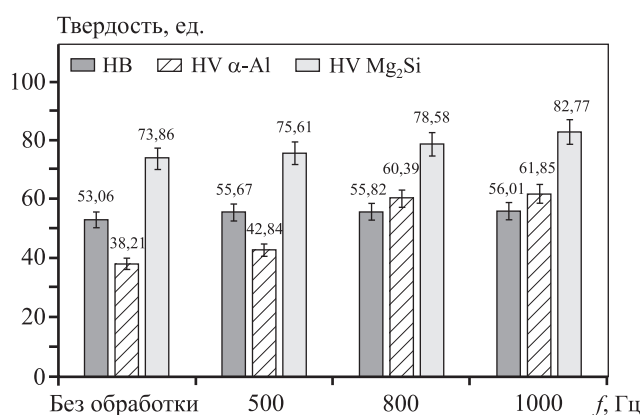


Рис. 4. Влияние частоты обработки расплава НЭМИ на твердость образцов в литом состоянии (*HB*) и микротвердость структурных составляющих (*HV_{0,001}*)

Fig. 4. Effect of frequency used for melt processing with NEPs on as-cast sample hardness (*HB*) and microhardness of structural components (*HV_{0,001}*)

Согласно [37] это изменение может быть описано уравнением

$$\Delta G = -S\Delta T - M\Delta H,$$

где G — свободная энергия Гиббса, Дж; S — энтропия, Дж/К; T — температура, К; M — интенсивность намагничивания (намагниченность), А/м; H — напряженность магнитного поля, А/м.

Вместе с тем, учитывая одновременное наличие в поле НЭМИ векторов напряженности магнитного поля H и напряженности электрического поля E , следует принимать во внимание вклад второй составляющей, а следовательно

$$\Delta G = -S\Delta T - M\Delta H - P\Delta E,$$

где P — электрическая поляризация, Кл/м².

Таким образом, воздействие импульсного электромагнитного поля приводит к понижению критических значений свободной энергии Гиббса, необходимых для инициации процессов зародышеобразования. Изменение энергетического состояния расплава способствует снижению поверхностного натяжения на границах раздела «растущий кристалл — металлический расплав». Это является одним из возможных факторов, вызывающих модифицирующий эффект на литейную структуру сплава за счет уменьшения критического размера зародышей кристаллизации:

$$r_{кр} = \frac{2\sigma M T_{пл}}{\rho L \Delta T},$$

где M — молекулярная масса, а.е.м.; $T_{пл}$ — температура плавления, К; ρ — плотность, кг/м³; L — скрытая теплота плавления, Дж/кг; ΔT — степень переохлаждения кристаллизующегося расплава, К.

Таким образом, взаимодействие жидкого металла с импульсным электромагнитным полем приводит к образованию флуктуаций энергии в расплаве, при этом происходит его интенсивное перемешивание, он становится более однородным по составу, что приводит к формированию равномерной мелкозернистой структуры при последующем затвердевании. Увеличение переохлаждения расплава (ΔT) при обработке наносекундными электромагнитными импульсами увеличивает скорость образования зародышей кристаллизации и повышает их общее количество в объеме расплава. Кроме того, под воздействием направленных короткоимпульсных электромагнитных полей высокой интенсивности может наблюдаться увеличение смачиваемости расплавом различных неметаллических примесей и их диспергирование, что способствует образованию дополнительных центров кристаллизации.

Существующие представления о влиянии наносекундных электромагнитных импульсов на структуру сплавов также базируются на теории микронеоднородного строения металлических расплавов [38—40], согласно которой при температурах выше ликвидуса расплав представляет собой сочетание упорядоченных микродоменов (кластеров) с ближним порядком в расположении атомов и междоменной разупорядоченной зоны. Предполагается, что эти структурные элементы расплава термодинамически неустойчивы и непрерывно переходят друг в друга. Облучение наносекундными электромагнитными импульсами способствует изменению соотношения микрообъемов кластеров и разупорядоченной зоны, обуславливая соответствующие изменения структурно-морфологических параметров сплава.

Выводы

1. На примере сплава АА 511 системы Al—Mg—Si показано, что облучение алюминиевых расплавов НЭМИ приводит к существенному изменению характера структурообразования при кристаллизации, способствуя измельчению структурных составляющих сплава и перераспределению в них легирующих элементов.

2. Установлено, что повышение частоты облучения расплавов НЭМИ сопровождается измельчением структурных составляющих сплава. При этом наибольшая степень уменьшения размеров зерен α -твердого раствора и межзеренных включений эвтектической фазы Mg_2Si наблюдается при частоте НЭМИ $f = 1000$ Гц.

3. Выявлено, что повышение частоты НЭМИ приводит к существенному увеличению концентрации магния в α -твердом растворе и фрагментации межзеренных включений фазы Mg_2Si , которая при облучении расплава с частотой 1000 Гц выделяется в форме компактных изолированных включений.

4. Показано, что обработка расплавов НЭМИ способствует повышению твердости по Бринеллю образцов в литом состоянии, а также к существенному увеличению микротвердости зерен α -твердого раствора (с 38,21 в исходном состоянии до 61,85 $HV_{0,001}$ после облучения с частотой 1000 Гц).

5. Предположено, что воздействие импульсного электромагнитного поля приводит к понижению критических значений свободной энергии Гиббса, необходимых для инициации процессов зародышеобразования, и снижению поверхностного натяжения на границах раздела «растущий кристалл — металлический расплав», что обуславливает модифицирующее воздействие на структуру сплава за счет уменьшения критического размера зародышей кристаллизации.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 20-19-00687).

Acknowledgments: *The research was funded by the Russian Science Foundation grant (Project № 20-19-00687).*

Литература/References

1. Wang L., Makhlof M., Apelian D. Aluminium die casting alloys: Alloy composition, microstructure, and properties-performance relationships. *Int. Mater. Rev.* 1995. Vol. 40. P. 221–238.
2. Aluminum casting market size, share & trends analysis report by process (die casting, permanent mold casting), by end use (transportation, industrial), and segment forecasts. 2020–2027. <https://www.grandviewresearch.com> (accessed: 30.11.2020).
3. Stojanovic B., Bukvic M., Epler I. Application of aluminum and aluminum alloys in engineering. *Appl. Eng. Lett.* 2018. Vol. 3. No. 2. P. 52–62.
4. Gloria A., Montanari R., Richetta M., Varone A. Alloys for aeronautic applications: state of the art and perspectives. *Metals.* 2019. Vol. 9. Art. 662.
5. Caceres C. Economical and environmental factors in light alloys automotive applications. *Metall. Mater. Trans. A.* 2007. Vol. 38. P. 1649–1662.
6. Jarry P., Rappaz M. Recent advances in the metallurgy of aluminium alloys. Pt. I: Solidification and casting. *C. R. Phys.* 2018. Vol. 19. P. 672–687.
7. Murty B.S., Kori S.A., Chakraborty M. Grain refinement of aluminium and its alloys by heterogeneous nucleation and alloying. *Int. Mater. Rev.* 2002. Vol. 47. No. 1. P. 3–29.
8. Quedstedt T.E., Greer A.L. Grain refinement of Al alloys: Mechanisms determining as-cast grain size in directional solidification. *Acta. Mater.* 2005. Vol. 53. P. 4643–4653.
9. Greer A.L., Cooper P.S., Meredith M.W., Schneider W., Schumacher P., Spittle J.A., Tronche A. Grain refinement of aluminium alloys by inoculation. *Adv. Eng. Mater.* 2003. Vol. 5. P. 81–91.
10. Fan Z., Gao F., Jiang B., Que Z. Impeding nucleation for more significant grain refinement. *Sci. Rep.* 2020. Vol. 10. Art. 944.
11. Deev V.B., Prusov E.S., Kutsenko A.I. Theoretical and experimental evaluation of the effectiveness of aluminum melt treatment by physical methods. *Metall. Ital.* 2018. No. 2. P. 16–24.
12. Riedel E., Liepe M., Scharf S. Simulation of ultrasonic induced cavitation and acoustic streaming in liquid and solidifying aluminum. *Metals.* 2020. Vol. 10. Art. 476.
13. Deev V.B., Prusov E.S., Ri E.H., Smetanyuk S.V., Feoktistov A.V. Improving the wear resistance of cast aluminum alloys by the melt thermal-rate treatment. *J. Phys.: Conf. Ser.* 2020. Vol. 1679. Art. 052011.
14. Deev V., Prusov E., Rakhuba E. Physical methods of melt processing at production of aluminum alloys and composites: Opportunities and prospects of application. *Mater. Sci. Forum.* 2019. Vol. 946. MSF. P. 655–660.
15. Kononov S.V., Danilov V.I., Zuev L.B., Filip'ev R.A., Gromov V.E. On the influence of the electrical potential on the creep rate of aluminum. *Phys. Solid State.* 2007. Vol. 49. P. 1457–1459.
16. Zuev L.B., Danilov V.I., Kononov S.V., Filip'ev R.A., Gromov V.E. Influence of contact potential difference and electric potential on the microhardness of metals. *Phys. Solid State.* 2009. Vol. 51. No. 6. P. 1137–1141.
17. Zhang L., Li W., Yao J.P., Qiu H. Effects of pulsed magnetic field on microstructures and morphology of the primary phase in semisolid A356 Al slurry. *Mater. Lett.* 2012. Vol. 66. Iss. 1. P. 190–192.
18. Bai Q.-W., Ma Y.-L., Xing S.-Q., Feng W.-F., Bao X.-Y., Yu W.-X. Refining of a DC-casting aluminum alloy struc-

- ture using surface electromagnetic pulsing. *Chin. J. Eng.* 2017. Vol. 39. No. 12. P. 1828—1834.
19. Liotti E., Lui A., Vincent R., Kumar S., Guo Z., Connolley T., Dolbnya I.P., Hart M., Arnberg L., Mathiesen R.H., Grant P.S. A synchrotron X-ray radiography study of dendrite fragmentation induced by a pulsed electromagnetic field in an Al—15Cu alloy. *Acta Mater.* 2014. Vol. 70. P. 228—239.
 20. Bai Q., Wang J., Xing S., Ma Y., Bao X. Crystal orientation and crystal structure of paramagnetic α -Al under a pulsed electromagnetic field. *Sci. Rep.* 2020. Vol. 10. Art. 10603.
 21. Gong Y.-Y., Luo J., Jing J.-X., Xia Z.-Q., Zhai Qi-J. Structure refinement of pure aluminum by pulse magneto-oscillation. *Mat. Sci. Eng. A.* 2008. Vol. 497. No. 1-2. P. 147—152.
 22. Zi B.-T., Ba Q.-X., Cui J.-Z., Bai Y.-G., Na X.-J. Effect of strong pulsed electromagnetic field on metal's solidified structure. *Acta. Phys. Sin.* 2000. Vol. 49. No. 5. P. 1013—1014.
 23. Ban C.Y., Cui J.Z., Ba Q.X., Lu G.M., Zhang B.J. Influence of pulsed magnetic field on microstructure and macro-segregation in 2024 Al-alloy. *Acta Metall. Sin.* (Eng. Lett.). 2002. Vol. 15. No. 4. P. 380—384.
 24. Vdovin K.N., Dubsky G.A., Deev V.B., Egorova L.G., Nefediev A.A., Prusov E.S. Influence of a magnetic field on structure formation during the crystallization and physico-mechanical properties of aluminum alloys. *Russ. J. Non-Ferr. Met.* 2019. Vol. 60. No. 3. P. 247—252.
 25. Zhang L., Zhan W., Jin F., Zhou Q. Microstructure and properties of A357 aluminium alloy treated by pulsed magnetic field. *Mater. Sci. Technol.* 2018. Vol. 34. No. 6. P. 698—702.
 26. Krymsky V., Shaburova N. Applying of pulsed electromagnetic processing of melts in laboratory and industrial conditions. *Materials.* 2018. Vol. 11. No. 6. Art. 954.
 27. Ri E.K., Hosen R., Ermakov M.A., Knyazev G.A., Dzhou B.L., Ri V.E. Solidification of low-silicon iron under the action of nanosecond electromagnetic pulses. *Steel Trans.* 2013. Vol. 43. No. 8. P. 471—473.
 28. Komkov V.G., Gostishchev V.V., Ri E.Kh., Dorofeev S.V. Influence that nanosecond electromagnetic pulses have on the acquisition of tin and the properties of its alloys. *Russ. J. Non-Ferr. Met.* 2011. Vol. 52. No. 4. P. 344—346.
 29. Znamenskii L.G., Ivchikina O.V., Kulakov B.A. Electro-impulsive nanotechnology for preparing an aluminum — Refractory-metal master alloy. *Metallurgist.* 2005. Vol. 49. No. 1-2. P. 72—76.
 30. Shaburova N.A. Changes in metal properties after thermal and electric impulse processing. *IOP Conf. Ser. Mater. Sci. Eng.* 2015. Vol. 81. Art. 012016.
 31. Krymsky V.V., Shaburova N.A., Litvinova E.V. Microstructure and properties of cast metal treated with electromagnetic pulses while in molten state. *Mater. Sci. Forum.* 2016. Vol. 843. P. 106—110.
 32. Deev V., Ri E., Prusov E. Effect of aluminum melt treatment by nanosecond electromagnetic pulses on structure and properties of castings. In: *73-rd World foundry congress «Creative Foundry» (WFC 2018): Proceedings (Polish Foundrymen's Association)*. 2018. P. 155—156.
 33. Chen H., Jie J., Fu Y., Ma H., Li T. Grain refinement of pure aluminum by direct current pulsed magnetic field and inoculation. *Trans. Nonferr. Met. Soc. China.* 2014. Vol. 24. P. 1295—1300.
 34. Wang B., Yang Y., Zhou J., Tong W. Microstructure refinement of an AZ91D alloy solidified with pulsed magnetic field. *Trans. Nonferr. Met. Soc. China.* 2008. Vol. 18. P. 536—540.
 35. Eckert S., Nikrityuk P.A., Rübiger D., Eckert K., Gerbeth G. Efficient melt stirring using pulse sequences of a rotating magnetic field: Pt I. Flow field in a liquid metal column. *Metall. Mater. Trans. B.* 2007. Vol. 38. P. 977—988.
 36. Choi J.-K., Ohtsuka H., Xu Y., Choo W.-Y. Effects of a strong magnetic field on the phase stability of plain carbon steels. *Scripta Mater.* 2000. Vol. 43. P. 221—226.
 37. Zhao Z., Liu Y., Liu L. Grain refinement induced by a pulsed magnetic field and synchronous solidification. *Mater. Manuf. Process.* 2011. Vol. 26. No. 9. P. 1202—1206.
 38. Qin J., Bian X., Wang W., Sijusarenko S. I., Ma J., Xu C. Micro-inhomogeneous structure of liquid Al—Fe alloys. *Sci. China Ser. E-Technol. Sci.* 1998. Vol. 41. P. 182—187.
 39. Shepelev L., Manov V. Microinhomogeneity of liquid alloys: Microscopy characterization and new production methods. *Microsc. Microanal.* 2002. Vol. 8. No. S02. P. 1300—1301.
 40. Mi G.B., Li P.J., He L.J. Structure and property of metal melt I: The number of residual bonds after solid-liquid phase changes. *Sci. China Phys. Mech. Astron.* 2010. Vol. 53. P. 1571—1577.