

## ВЛИЯНИЕ МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ ПРИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

© 2019 г. **К.Н. Вдовин, Г.А. Дубский, В.Б. Деев, Л.Г. Егорова, А.А. Нефедьев, Е.С. Прусов**

Магнитогорский государственный технический университет (МГТУ) им. Г.И. Носова

Уханьский текстильный университет, г. Ухань, КНР

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва

Владимирский государственный университет

имени Александра Григорьевича и Николая Григорьевича Столетовых

*Статья поступила в редакцию 14.10.18 г., подписана в печать 23.10.18 г.*

Представлены результаты исследований структуры и механических свойств литейных алюминиевых сплавов А356.0 и А413.1, подвергнутых воздействию импульсного магнитного поля разной насыщенности в период кристаллизации. В ходе экспериментов установлено, что образцы содержат в своем составе по две фазы, которые кристаллизуются в определенных температурных интервалах и не изменяются даже при наложении на кристаллизующийся расплав магнитного поля. Определены градиент температуры между стенкой кристаллизатора и наружной стенкой тигля для обоих сплавов, который варьируется в пределах от 14,3 до 16,0 °С/мм, а также время кристаллизации каждой фазы. Используя теплофизические подходы, найдена линейная скорость кристаллизации обоих сплавов. Показано, что с уменьшением градиента температуры она уменьшается, при этом время кристаллизации фаз увеличивается. Выявлено, что магнитное поле изменяет распределение дендритов по объему сплавов А356.0 и А413.1, а также их размеры и ориентацию в плоскости шлифа. С увеличением амплитуды индукции магнитного поля образуется более тонкая структура в  $\alpha$ -фазе сплава, равномерно заполняющая плоскость шлифа, и это отражается на его механических свойствах. Твердость исследуемых с ростом амплитуды индукции импульсного магнитного поля возрастает для обоих сплавов на 8–10 % за счет измельчения дендритной структуры и более равномерного распределения дендритов  $\alpha$ -твердого раствора по объему кристаллизующегося слитка. Кроме того, магнитное поле влияет на предел прочности при растяжении и практически не изменяет величину относительного удлинения при одноосном растяжении образцов литейных алюминиевых сплавов А356.0 и А413.1.

**Ключевые слова:** алюминиевые сплавы, магнитное поле, кристаллизация, структурообразование, механические свойства.

**Вдовин К.Н.** — докт. техн. наук, проф., зав. кафедрой технологии металлургии и литейных процессов Магнитогорского технического университета (МГТУ) им. Г.И. Носова (455000, г. Магнитогорск, пр-т Ленина, 38). E-mail: kn.vdovin@gmail.com.

**Дубский Г.А.** — канд. физ.-мат. наук, доцент кафедры физики МГТУ им. Г.И. Носова. E-mail: dubski46@yandex.ru.

**Деев В.Б.** — докт. техн. наук, профессор факультета машиностроения и автоматизации Уханьского текстильного университета (Textile Road 1, Hongshan District, Wuhan, 430073, P.R. China), профессор кафедры литейных технологий и художественной обработки материалов НИТУ «МИСиС» (119049, г. Москва, Ленинский пр-т, 4). E-mail: deev.vb@mail.ru.

**Егорова Л.Г.** — канд. техн. наук, доцент кафедры вычислительной техники и прикладной математики МГТУ им. Г.И. Носова. E-mail: egorov-lyudmil@yandex.ru

**Нефедьев А.А.** — канд. техн. наук, доцент кафедры физики МГТУ им. Г.И. Носова. E-mail: Shuric\_xp@mail.ru.

**Прусов Е.С.** — канд. техн. наук, доцент кафедры технологии функциональных и конструкционных материалов Владимирского государственного университета имени Александра Григорьевича и Николая Григорьевича Столетовых (600000, г. Владимир, ул. Горького, 87). E-mail: eprusov@mail.ru.

*Для цитирования:* Вдовин К.Н., Дубский Г.А., Деев В.Б., Егорова Л.Г., Нефедьев А.А., Прусов Е.С. Влияние магнитного поля на структурообразование при кристаллизации и физико-механические свойства алюминиевых сплавов. *Изв. вузов. Цвет. металлургия.* 2019. No. 2. С. 51–57. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2019-2-51-57.

*Vdovin K.N., Dubsky G.A., Deev V.B., Egorova L.G., Nefediev A.A., Prusov E.S.*

### **Influence of magnetic field on structure formation at crystallization and physical-mechanical properties of aluminum alloys**

The paper presents an investigation of the structure and mechanical properties of A356.0 and A413.1 cast aluminum alloys subjected to a pulsed magnetic field of different saturation during crystallization. It was established during experiments that samples contain in their composition two phases that crystallize at certain temperature intervals and do not change even when magnetic field is applied to the crystallizing melt. A temperature gradient was found between the mold wall and the outer wall of the crucible for both alloys, which varies between  $\leq 14,3$  and  $16,0$  °C/mm, as well as the crystallization time of each phase. Using thermophysical approaches, a linear crystallization rate was found for both alloys. It was determined that it decreases with decreasing temperature gradient, while the crystallization time of phases increases. It was found that the magnetic field changes the distribution of dendrites over the volume of A356.0 and A413.1 alloys, as well as their dimensions and orientation in the section plane. With an increase in the magnetic field induction amplitude, a finer structure is formed in the  $\alpha$ -phase of the alloy, which uniformly fills the section plane, and this is reflected in its mechanical properties. The hardness of the investigated alloys increases with an increase in the amplitude of the pulsed magnetic field induction by approximately 8–10 % for both alloys due to the refinement of the dendritic structure and a more even distribution of  $\alpha$ -solid solution dendrites over the volume of the crystallizing sample. In addition, the magnetic field affects the ultimate tensile strength, and practically does not change the value of relative elongation under uniaxial tension of the investigated A356.0 and A413.1 alloys.

**Keywords:** aluminum alloys, magnetic field, crystallization, structure formation, mechanical properties.

**Vdovin K.N.** – Dr. Sci. (Tech.), Prof., Head of Department of the technology of metallurgy and casting processes, Nosov Magnitogorsk State Technical University (MSTU) (455000, Russia, Magnitogorsk, Lenina av., 38).  
E-mail: kn.vdovin@gmail.com.

**Dubsky G.A.** – Cand. Sci. (Phys.-Math.), Associate prof., Department of physics, MSTU. E-mail: dubski46@yandex.ru.

**Deev V.B.** – Dr. Sci. (Tech.), Professor of School of Mechanical Engineering and Automation of Wuhan Textile University (Textile Road 1, Hongshan District, Wuhan, 430073, P.R. China), Professor of Department of foundry technologies and art processing materials, National University of Science and Technology «MISIS» (119049, Russia, Moscow, Leninskii pr., 4). E-mail: deev.vb@mail.ru.

**Egorova L.G.** – Cand. Sci. (Tech.), Associate prof., Department of computer science and applied mathematics, MSTU. E-mail: egorov-lyudmil@yandex.ru

**Nefediev A.A.** – Cand. Sci. (Tech.), Associate prof., Department of physics, MSTU. E-mail: Shuric\_xp@mail.ru.

**Prusov E.S.** – Cand. Sci. (Tech.), Associate prof., Department of technology of functional and structural materials, Vladimir State University named after Alexander and Nikolay Stoletovs (600000, Russia, Vladimir, Gorky str., 87).  
E-mail: eprusov@mail.ru.

**Citation:** *Vdovin K.N., Dubsky G.A., Deev V.B., Egorova L.G., Nefediev A.A., Prusov E.S.* Influence of magnetic field on structure formation at crystallization and physical-mechanical properties of aluminum alloys. *Izv. vuzov. Tsvet. metallurgiya*. 2019. No. 2. P. 51–57 (In Russ.). DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2019-2-51-57.

## **Введение**

Основные физико-механические и эксплуатационные свойства литых заготовок или изделий формируются на стадии кристаллизации расплава. Но, как правило, ни один металл или сплав не обладает требуемыми характеристиками при получении его из расплава, который кристаллизуется в нормальных условиях, без дополнительного внешнего воздействия, способного влиять на формирование заданных структуры и свойств.

Для целенаправленного управления процессами структурообразования при получении литых заготовок в настоящее время широко используют различные внешние физические воздействия на расплавы при плавке и кристаллизации [1–11], в основном — электрические и магнитные поля [12–25].

Целью настоящей работы являлось исследование влияния импульсного магнитного поля при кри-

сталлизации на механические свойства литых алюминиевых сплавов A356.0 и A413.1. Их химический состав (стандарт ASTM) представлен в табл. 1.

## **Методика исследований**

Плавление и кристаллизацию сплавов исследовали на специальной экспериментальной установке, состоящей из электропечи на силовых стержнях, совмещенной с управляемым кристаллизатором [26]. Опытные образцы выплавляли в алундовых тиглях размером  $\varnothing 21 \times 100$  мм в электрической печи из расчета на объем получаемого слитка  $\sim 22$  см<sup>3</sup>, или 60 г.

Максимальная температура в электропечи составляла 1700 °С. Кристаллизатор совмещен с катушкой, формирующей магнитное поле, вектор

Таблица 1  
Химический состав исследуемых сплавов

Сплав	Содержание, мас.%							
	Si	Fe	Mg	Cu	Mn	Ti	Ca	Zn
A356.0	6,1–8,2	1,3–1,5	0,22–0,43	0,18–0,20	0,48–0,51	–	–	0,28–0,30
A413.1	10,2–13,3	0,33–0,35	–	0,17–0,02	до 0,08	до 0,08	до 0,08	до 0,06

напряженности которого направлен по оси цилиндрического слитка. Частота следования импульсов магнитного поля  $\nu = 120$  имп./мин. Градиент температуры между стенкой тигля и кристаллизатором поддерживали постоянным в процессе кристаллизации расплава с помощью нагревательного и охлаждающего устройств, встроенных в кристаллизатор.

Температуру расплава и стенки кристаллизатора контролировали и поддерживали неизменной в течение всего времени кристаллизации. Для контроля использовали экспериментальную методику, применяющуюся при компьютерном термическом анализе затвердевающих расплавов с использованием методов цифровой регистрации и обработки данных (Computer Aided Cooling Curve Analysis, CA-CCA) [27].

Из полученных слитков изготовили образцы для исследования механических свойств сплавов и изучения микроструктуры. Образцы для получения шлифов, плоскости которых были перпендикулярны вектору напряженности магнитного поля, также использовали для измерения твердости. Металлографический анализ проводили на микроскопе Axiovert 200M («Carl Zeiss», Германия). Твердость образцов по Бринеллю определяли с помощью автоматизированного универсального твердомера 930N («Wolpert», Нидерланды). Механические свойства обработанных магнитным полем образцов исследовали на универсальной испытательной машине модели Electronic Universal Testing Machine WDW-100E.

В ходе прямых измерений для каждой серии экспериментов рассчитывали среднее арифметическое и доверительные интервалы полученных значений определяемой величины.

## Результаты и их обсуждение

По характеру кривых изменения температурно-временных зависимостей охлаждения расплавов, соответствующих составам A356.0 и A413.1 (рис. 1), можно утверждать, что образцы содержат по две фазы.

Для сплава A356.0 первая фаза кристаллизуется

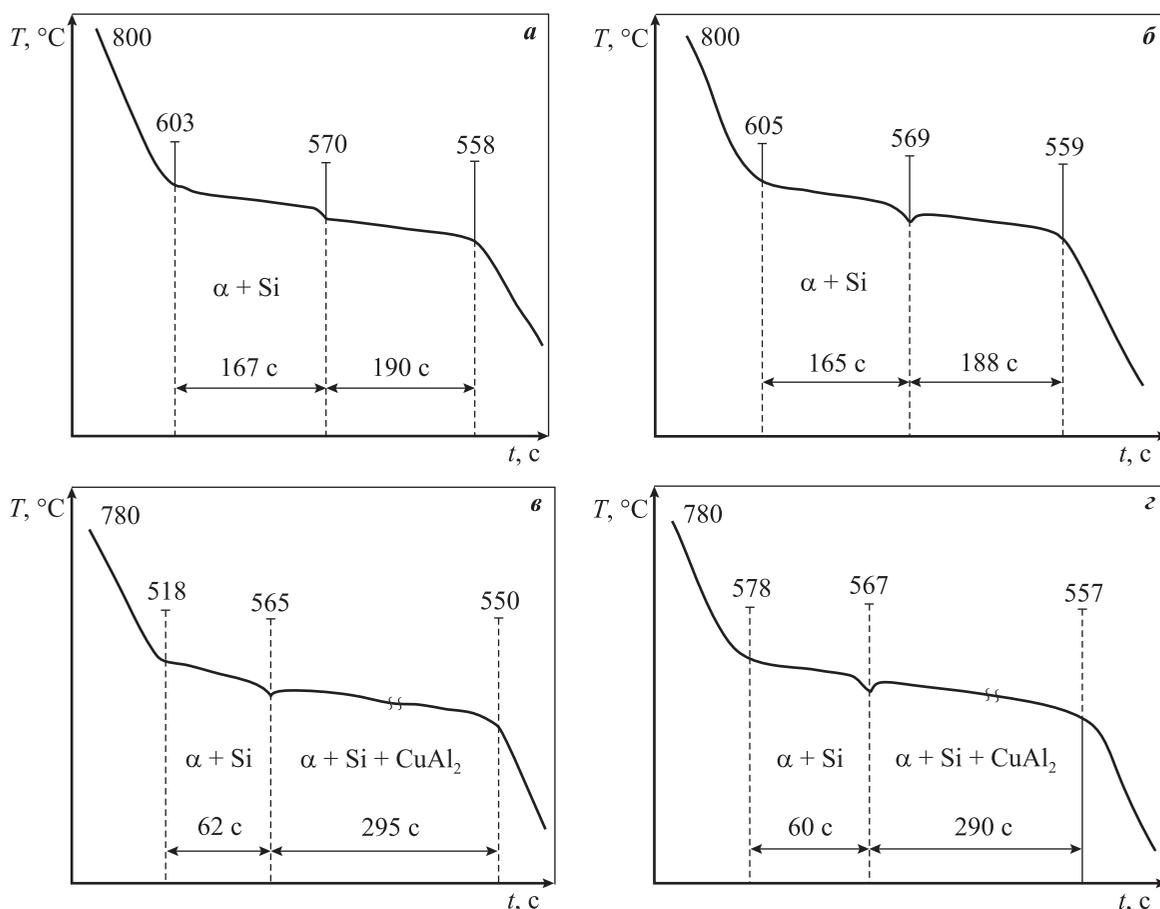
в температурном интервале 606–570 °С, а вторая — при 570–558 °С, и они не изменяются при наложении на кристаллизующийся расплав магнитного поля. Однако при его воздействии кристаллизация второй фазы начинается после ее переохлаждения на 1,0–1,5 °С по отношению к этой же фазе, но кристаллизующейся без поля.

При кристаллизации первой фазы сплава A356.0 градиент температуры между стенкой кристаллизатора и наружной стенкой тигля составлял  $\Delta T/\Delta l \leq 16$  °С/мм, а для второй фазы — не более 14,3 °С/мм. Если предположить, что коэффициент теплопередачи среды между стенками тигля и кристаллизатора не меняется, то скорость отвода тепла от кристаллизующихся фаз разная: она выше при кристаллизации первой фазы и ниже у второй. Поэтому время кристаллизации в первом случае  $\Delta t_{кр} = 167$  с, а во втором — 190 с.

Первая фаза сплава A356.0 идентифицирована как  $\alpha + \text{Si}$ , и температура ее кристаллизации  $T_{кр} = 606$  °С; вторая фаза —  $\alpha + \text{CuAl}_2$  с  $T_{кр} = 570$  °С.

Температурно-временная характеристика кристаллизации алюминиевого сплава A413.1 несколько другая, чем у A356.0. Хотя в нем содержатся те же две фазы, но температурные интервалы их формирования другие: первая кристаллизуется в диапазоне 578–565 °С, а вторая — при 563–550 °С в отсутствие магнитного поля. При его воздействии температурные интервалы формирования фаз мало изменяются: в первом случае  $T_{кр} = 578 \div 567$  °С, во втором —  $T_{кр} = 565 \div 557$  °С. Время кристаллизации обеих фаз при наличии магнитного поля меньше, чем без него. Градиент температуры между стенками кристаллизатора и тигля при кристаллизации первой фазы составлял  $\Delta T/\Delta l \leq 15,3$  °С/мм, а для второй — не более 14,8 °С/мм.

Для качественной оценки температурно-временных интервалов кристаллизации фаз при охлаждении исследуемых сплавов определим линейную скорость кристаллизации объема расплава ( $dV$ ) с использованием теплофизических подходов. Будем считать, что фронт кристаллизации плоский. Плотность закристаллизовавшегося металла



**Рис. 1.** Кинетика охлаждения образцов сплавов А356.0 (а, б) и А413.1 (в, г)  
а, в – исходное состояние; б, г – обработка магнитным полем с  $B_m = 1,1$  Тл

обозначим  $\rho$ , скрытую теплоту фазового перехода ликвидус  $\rightarrow$  солидус ( $L \rightarrow S$ ) — через  $q_s$ , градиент температуры от фронта кристаллизации к стенке кристаллизатора —  $dT/dx$ .

Представим теплофизическую модель системы расплав—кристаллизатор в виде схемы, показанной на рис. 2.

За время кристаллизации  $dt$  фронт кристаллизации смещается на  $dx$ . Если скорость движения фронта —  $c$ , тогда

$$dx = c dt. \tag{1}$$

Закристаллизованный объем составит

$$dV = S c dt, \tag{2}$$

где  $S$  — площадь фронта кристаллизации.

Выделившаяся при этом теплота описывается уравнением

$$dQ_1 = q_s dm = q_s \rho S c dt. \tag{3}$$

где  $q_s$  — скрытая теплота фазового перехода  $L \rightarrow S$

исследуемого сплава;  $dm$  — масса закристаллизовавшегося сплава за время  $dt$ ;  $S$  — площадь фронта кристаллизации.

Для того, чтобы процесс кристаллизации осуществлялся при  $T = \text{const}$ , тепло  $dQ$  необходимо отводить в кристаллизатор.

Отводимое тепло от слоя  $dx$  будет равно

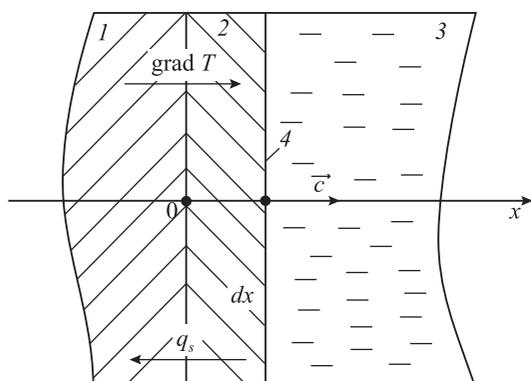
$$dQ_2 = \lambda \frac{dT}{dx} S dt, \tag{4}$$

где  $\lambda$  — теплопроводность закристаллизовавшегося слоя металла.

Тогда, поскольку  $dQ_1 = dQ_2$ , получим

$$c = \frac{\lambda}{q_s \rho} \frac{dT}{dx}. \tag{5}$$

Таким образом, линейная скорость роста кристалла в направлении  $x$  прямо пропорциональна градиенту температуры от стенки кристаллизатора к расплаву и теплопроводности закристаллизованного слоя и обратно пропорциональна скрытой



**Рис. 2.** Модель теплофизической системы расплав–кристаллизатор  
 1 – стенка кристаллизатора, 2 – закристаллизовавшийся слой металла, 3 – расплав, 4 – фронт кристаллизации

теплоте фазового перехода  $L \rightarrow S$  и плотности закристаллизованного слоя.

Учитывая (3) и (4), можно показать, что линейная скорость кристаллизации пропорциональна скорости отвода тепла ( $dQ/dt$ ) от кристаллизационного фронта, т.е.

$$c = \frac{1}{q_s \rho S} \frac{dQ}{dt} \quad (6)$$

Отсюда получим время кристаллизации единицы массы ( $dm$ ) расплава:

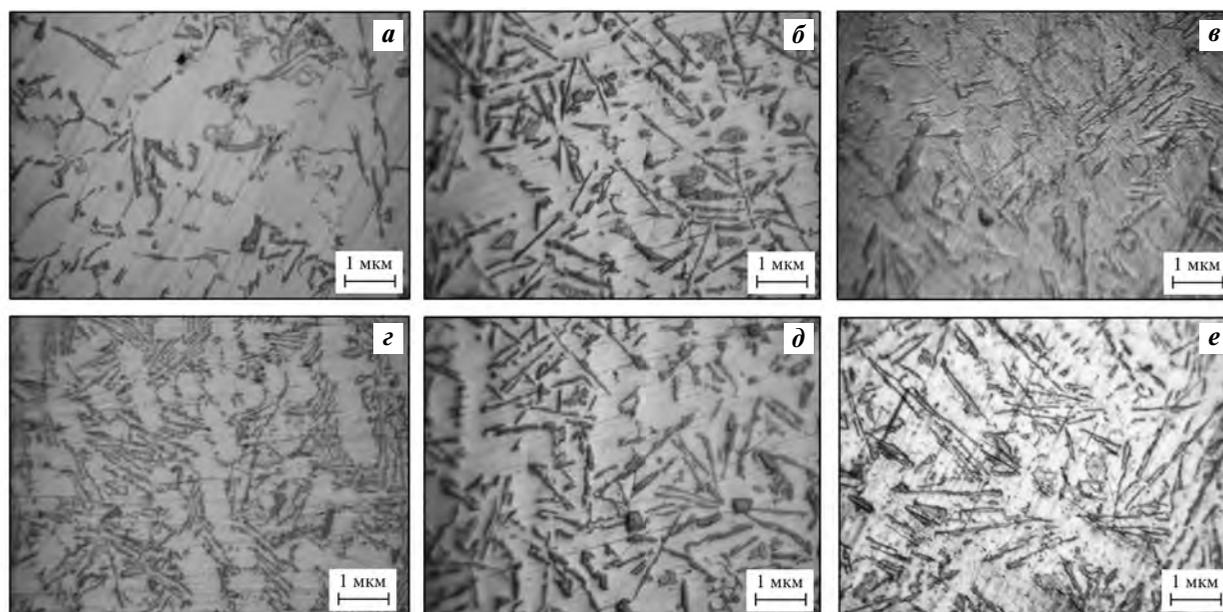
$$dt = \frac{dm}{\rho S c} \quad (7)$$

Таким образом, учитывая (5)–(7), можно сделать следующий вывод: с уменьшением градиента температуры в слое кристаллизации  $dx$  линейная скорость кристаллизации снижается, при этом время кристаллизации фаз увеличивается. Это обусловлено тем, что толщина закристаллизованного слоя растет, а температуры фронта кристаллизации расплава и стенки кристаллизатора не изменяются. Согласно (7) при увеличении времени кристаллизации масса расплава увеличивается, что подтверждается также результатами проведенных экспериментов (см. рис. 1).

Растворимость кремния в алюминии при комнатной температуре в твердом состоянии составляет 0,05 %. Остальной кремний при затвердевании эвтектики выделяется в виде кристаллов игольчатой формы, которые играют роль внутренних надрезов в пластичном  $\alpha$ -твердом растворе.

Микроструктуры закристаллизованных (в магнитном поле и без него) сплавов А356.0 и А413.1 представлены на рис. 3. Согласно его данным магнитное поле изменяет распределение дендритов по объему обоих образцов, а также их размеры и ориентацию в плоскости шлифа. С увеличением амплитуды индукции магнитного поля просматривается более тонкая структура в  $\alpha$ -фазе сплава, равномерно заполняющая плоскость шлифа.

Изменение микроструктуры исследованных образцов после обработки магнитным полем отра-



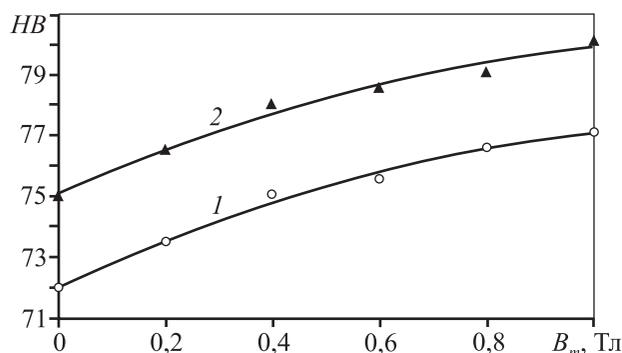
**Рис. 3.** Микроструктуры сплавов А356.0 (а–в) и А413.1 (г–е)  
 а, г – исходное состояние; б, в и д, е – обработка магнитным полем с  $B_m = 0,42$  Тл (б, д) и  $B_m = 1,1$  Тл (в, е)

Таблица 2

**Предел прочности на растяжение и относительное удлинение сплавов А356.0 и А413.1**

Сплав	$\sigma_B$ , МПа		$\delta$ , %	
	Исходное состояние	После обработки*	Исходное состояние	После обработки*
А356.0	195±3	208±4	>5±0,2	>5±0,2
А413.1	172±3	185±3	>3±0,1	>3±0,1

\* Обработка магнитным полем  $B_m = 1,1$  Тл.



**Рис. 4.** Зависимость твердости сплавов А356.0 (1) и А413.1 (2) от величины индукции магнитного поля

жается на их механических свойствах. Так, с ростом амплитуды индукции импульсного магнитного поля твердость обоих сплавов возрастает (рис. 4) на 8–10 %. Это обусловлено тем, что магнитное поле способствует, во-первых, диспергированию дендритной структуры при кристаллизации и, во-вторых, более равномерному распределению дендритов  $\alpha$ -твердого раствора по объему кристаллизующегося образца.

Результаты изучения напряженно-деформационных характеристик, приведенные в табл. 2, показывают, что магнитное поле влияет на предел прочности при растяжении исследованных материалов, но практически не изменяет величину их относительного удлинения при одноосном растяжении.

С учетом выявленных зависимостей магнитного поля на структурообразование при кристаллизации можно отметить, что технологии обработки расплавов физическими воздействиями, в том числе и магнитными полями, являются перспективными с позиций управления процессами формирования структуры и свойств не только стандартных алюминиевых сплавов, но и литейных алюмоматричных композитов [28–30].

**Выводы**

1. Магнитное поле влияет на характер поведе-

ния температурно-временных зависимостей кристаллизации сплавов:

- изменяет температурные интервалы кристаллизации фаз;
- увеличивает термическое переохлаждение  $\Delta T$  при кристаллизации фазы  $\alpha + \text{CuAl}_2$ ;
- изменяет время кристаллизации фаз  $\alpha + \text{Si}$  и  $\alpha + \text{CuAl}_2$ .

2. Магнитное поле диспергирует дендритную структуру кремния в  $\alpha$ -фазе, изменяет их размеры, форму и распределение по объему обработанного сплава.

3. Магнитное поле увеличивает твердость и временное сопротивление разрыву образцов на 8–10 %, практически не изменяя их относительное удлинение.

*Работа выполнена в рамках государственной работы «Организация проведения научных исследований» государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в сфере научной деятельности на 2017–2019 гг. (задание № 11.5684.2017/6.7).*

**Литература/References**

1. Timelli G., Fiorese E. Metodi di neutralizzazione del Fe in leghe Al—Si da fonderia. *Metall. Ital.* 2011. Vol. 103. No. 3. P. 9–23.
2. Li Q.L., Xia T.D., Lan Y.F., Li P.F. Effects of melt superheat treatment on microstructure and wear behaviours of hypereutectic Al—20Si alloy. *Mater. Sci. Technol.* 2014. Vol. 30. (7). P. 835–841.
3. Peng J., Jinyang Z., Haoran G., Zhongxi Y., Xinying T., Degang Z., Yan W., Min Z., Ningqiang S. Effect of melt superheating treatment on solidification structures of Al<sub>7</sub>5Bi<sub>9</sub>Sn<sub>16</sub> immiscible alloy. *J. Molecular Liquids.* 2017. Vol. 232. P. 457–461.
4. Deev V.B., Selyanin I.F., Ponomareva K.V., Yudin A.S., Tsetsorina S.A. Fast cooling of aluminum alloys in casting with a gasifying core. *Steel in Trans.* 2014. Vol. 44. No. 4. P. 253–254.
5. Yang W., Yang X., Ji S. Melt superheating on the microstructure and mechanical properties of diecast Al—Mg—Si—Mn alloy. *Metal. Mater. Int.* 2015. Vol. 21. No. 2. P. 382–390.
6. Deev V.B., Degtyar V.A., Kutsenko A.I., Selyanin, I.F., Voit-

- kov A.P. Resource-saving technology for the production of cast aluminum alloys. *Steel in Trans.* 2007. Vol. 37. No. 12. P. 991–994.
7. Деев В.Б., Пономарева К.В., Юдин А.С. Исследование плотности пенополистироловых моделей при реализации ресурсосберегающей технологии получения тонкостенного алюминиевого литья. *Изв. вузов. Цвет. металлургия.* 2015. No. 2. С. 48–51.  
Deev V.B., Ponomareva K.V., Yudin A.S. Investigation into the density of polystyrene foam models when implementing the resource-saving fabrication technology of thin-wall aluminum sheet. *Russ. J. Non-Ferr. Met.* 2015. Vol. 56. No. 3. P. 283–286.
  8. Vorozhtsov S., Kudryashova O., Promakhov V., Dammer V., Vorozhtsov A. theoretical and experimental investigations of the process of vibration treatment of liquid metals containing nanoparticles. *JOM.* 2016. Vol. 68. No. 12. P. 3094–3100.
  9. Eskin D.G. Ultrasonic processing of molten and solidifying aluminium alloys: overview and outlook. *Mater. Sci. Technol.* 2017. Vol. 33. No. 6. P. 636–645.
  10. Zhang Y., Svyarenko K., Li T. Effect of ultrasonic treatment on formation of iron-containing intermetallic compounds in Al–Si alloys. *China Foundry.* 2016. Vol. 13. No. 5. P. 316–321.
  11. Komarov S., Ishiwata Y., Mikhailov I. Industrial application of ultrasonic vibrations to improve the structure of Al–Si hypereutectic alloys: Potential and limitations. *Metal. Mater. Trans. A.* 2015. Vol. 46. P. 2876–2883.
  12. Rabiger D., Zhang Y., Galindo V., Franke S., Willers B., Eckert S. The relevance of melt convection to grain refinement in Al–Si alloys solidified under the impact of electric currents. *Acta Mater.* 2014. Vol. 79. P. 327–338.
  13. Proadhan A. Semi-solid processing by electric current during sand casting of aluminium alloys. *IOP. Conf. Series: Mater. Sci. Eng.* 2016. Vol. 115. Article No. 012005.
  14. Zhang Y., Rabiger D., Willers B., Eckert S. The effect of pulsed electrical currents on the formation of macrosegregation in solidifying Al–Si hypoeutectic phases. *Int. J. Cast Met. Res.* 2017. Vol. 30. P. 13–19.
  15. Zhang Y., Cheng X., Zhong H., Xu Z., Li L., Gong Y., Miao X., Song C., Zhai Q. Comparative study on the grain refinement of Al–Si alloy solidified under the impact of pulsed electric current and travelling magnetic field. *Metals.* 2016. Vol. 6. Article No. 170.
  16. Bustos O., Ordoñez S., Colás R. Rheological and Microstructural study of A356 alloy solidified under magnetic stirring. *Int. J. Metalcast.* 2013. Vol. 7. No. 1. P. 29–37.
  17. Wang X., Luo X., Cong F., Cui J. Research progress of microstructure control for aluminium solidification process. *Chin. Sci. Bull.* 2013. Vol. 58. No. 4-5. P. 468–473.
  18. Deev V.B., Prusov E.S., Kutsenko A.I. Theoretical and experimental evaluation of the effectiveness of aluminum melt treatment by physical methods. 2018. *Metal. Ital.* Vol. 110. No. 2. P. 16–24.
  19. Wenhui Ma, Guoqiang Lv, Yufeng Zhang, Yun Lei, Xi Yang. An efficient method to separate silicon from high-silicon aluminum alloy melts by electromagnetic directional solidification. *J. Cleaner Product.* 2018. Vol. 185. No. 1. P. 389–398.
  20. Chengshuai Li, Shaodong Hu, Zhongming Ren, Yves Fautrelle, Xi Li. Effect of the simultaneous application of a high static magnetic field and a low alternating current on grain structure and grain boundary of pure aluminum. *J. Mater. Sci. Technol.* 2018. Vol. 34. No. 12. P. 2431–2438. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2018.04.013>.
  21. Charles Vivès. Effects of a magnetically forced convection during the crystallization in mould of aluminium alloys. *J. Crystal Growth.* 1989. Vol. 94. No. 3. P. 739–750.
  22. Тимошкин И.Ю., Никитин К.В., Никитин В.И., Деев В.Б. Влияние обработки расплавов электромагнитными акустическими полями на структуру и свойства сплавов системы Al–Si. *Изв. вузов. Цвет. металлургия.* 2016. No. 3. С. 28–33.  
Timoshkin I.Yu., Nikitin K.V., Nikitin V.I., Deev V.B. Influence of treatment of melts by electromagnetic acoustic fields on the structure and properties of alloys of the Al–Si system. *Russ. J. Non-Ferr. Met.* 2016. Vol. 57. No. 5. P. 419–423.
  23. Никитин К.В., Никитин В.И., Тимошкин И.Ю., Глушченков В.А., Черников Д.Г. Обработка расплавов магнитно-импульсными полями с целью управления структурой и свойствами промышленных силуминов. *Изв. вузов. Цвет. металлургия.* 2016. No. 2. С. 34–42.  
Nikitin K.V., Nikitin V.I., Timoshkin I.Yu., Glushchenkov V.A., Chernikov D.G. Melt treatment by pulsed magnetic fields aimed at controlling the structure and properties of industrial silumins. *Russ. J. Non-Ferr. Met.* 2016. Vol. 57. No. 3. P. 202–210.
  24. Ivanov Y.F., Alsaraeva K.V., Gromov V.E., Popova N.A., Kononov S.V. Fatigue life of silumin treated with a high-intensity pulsed electron beam. *J. Surf. Invest. X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques.* 2015. Vol. 9. No. 5. P. 1056–1059.
  25. Ivanov Y.F., Alsaraeva K.V., Gromov V.E., Kononov S.V., Semina O.A. Evolution of Al–19,4Si alloy surface structure after electron beam treatment and high cycle fatigue. *Mater. Sci. Technol. (UK).* 2015. Vol. 31. No. 13a. P. 1523–1529.
  26. Вдовин К.Н., Дубский Г.А., Егорова Л.Г. Влияние магнитного поля на процесс кристаллизации алюминиевых сплавов. *Изв. вузов. Цвет. металлургия.* 2018. No. 2. С. 34–42.  
Vdovin K.N., Dubski G.A., Egorova L.G. Influence of magnetic field on process of crystallization of aluminum alloys. *Izv. vuzov. Tsvet. metallurgiya.* 2018. No. 2. P. 34–42 (In Russ.).
  27. Sudheer R., Prabhu K.N. A computer aided cooling curve analysis method to study phase change materials for thermal energy storage applications. *Mater. and Design.* 2016. Vol. 95. P. 198–203.
  28. Timelli G., Ferro P., Bonollo F. Compositi a matrice di alluminio solidificati in presenza di vibrazioni meccaniche: Caratteristiche microstrutturali. *Metall. Ital.* 2010. Vol. 102. No. 1. P. 1–11.
  29. Prusov E.S., Panfilov A.A. Properties of cast aluminum-based composite alloys reinforced by endogenous and exogenous phases. *Russ. Metall. (Metally).* 2011. No. 7. P. 670–674.
  30. Nordin N., Abubakar T., Hamzah E., Farahany S., Ourdjini A. Effect of superheating melt treatment on mg2si particulate reinforced in Al–Mg<sub>2</sub>Si–Cu in situ composite. *Proc. Eng.* 2017. Vol. 184. P. 595–603.