УДК 539.24;539.231;538.91-403

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ОХЛАЖДЕНИЯ РАСПЛАВА НА МИКРОСТРУКТУРУ И ТЕРМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Al – Ge

*О. В. ГУСАКОВА*¹⁾, *Ю. М. ШУЛЬЯ*¹⁾, А. Н. СКИБИНСКАЯ¹⁾, *В. Е. АНКУДИНОВ*²⁾

¹⁾Международный государственный экологический институт им. А. Д. Сахарова Белорусского государственного университета, ул. Долгобродская, 23/1, 220070, г. Минск, Беларусь ²⁾Институт физики высоких давлений им. Л. Ф. Верещагина Российской академии наук, Калужское шоссе, 14, 142190, г. Москва (Троицк), Россия

В работе приводятся результаты сравнения микроструктуры сплавов системы Al - Ge эвтектического и околоэвтектического составов, синтезированных при скоростях охлаждения расплава 10^2 и 10^5 К/с соответственно. С использованием сканирующей электронной микроскопии показано, что при скорости охлаждения 10^2 К/с кристаллизация начинается с роста зерен избыточного компонента и завершается эвтектической реакцией. Микроструктура массивных образцов характеризуется крупными включениями фаз алюминия и германия и неоднородностью состава по сечению образца. Измельчение частиц фаз сплавов системы Al - Ge эвтектического и околоэвтектического составов достигается с помощью высокоскоростного затвердевания. Показано, что увеличение скорости охлаждения расплава вызывает измельчение частиц фаз на 2-3 порядка. Также выявлена слоистость микроструктуры поперечного сечения быстрозатвердевшей фольги и предложен механизм ее формирования, учитывающий изменения условий затвердевания по толщине. Методом дифференциальной сканирующей калориметрии показано, что увеличение скорости охлаждения расплава обеспечивает сужение температурного интервала и рост скорости плавления.

Ключевые слова: алюминий; германий; высокоскоростное затвердевание; микроструктура.

Благодарность. Работа выполнена в рамках проекта № Ф18Р-105 Белорусского республиканского фонда фундаментальных исследований.

Образец цитирования:

Гусакова ОВ, Шулья ЮМ, Скибинская АН, Анкудинов ВЕ. Влияние скорости охлаждения расплава на микроструктуру и термические свойства сплава А1 – Ge. Журнал Белорусского государственного университета. Физика. 2020;2: 70–77.

https://doi.org/10.33581/2520-2243-2020-2-70-77

Авторы:

Ольга Вадимовна Гусакова – кандидат физико-математических наук, доцент; доцент кафедры ядерной и радиационной безопасности факультета мониторинга окружающей среды. Юлия Михайловна Шулья – старший преподаватель кафедры энергоэффективных технологий факультета мониторинга окружающей среды.

Анна Николаевна Скибинская – старший преподаватель кафедры ядерной и радиационной безопасности факультета мониторинга окружающей среды.

Владимир Евгеньевич Анкудинов – кандидат физико-математических наук; научный сотрудник теоретического отдела.

For citation:

Gusakova OV, Shulya YM, Skibinskaya HM, Ankudinov VE. Effect of melt cooling rate on the microstructure and thermal properties of Al – Ge alloy. *Journal of the Belarusian State University. Physics.* 2020;2:70–77. Russian. https://doi.org/10.33581/2520-2243-2020-2-70-77

Authors:

Olga V. Gusakova, PhD (physics and mathematics), docent; associate professor at the department of nuclear and radiation safety, faculty of environmental monitoring.

ol.gusakova@gmail.com

https://orcid.org/0000-0002-9796-4476

Yuliya M. Shulya, senior lecturer at the department of energy efficient technologies, faculty of environmental monitoring. *yuliyashulya@gmail.com*

https://orcid.org/0000-0002-3183-8186

Hanna M. Skibinskaya, senior lecturer at the department of nuclear and radiation safety, faculty of environmental monitoring. skopets.0804@gmail.com

https://orcid.org/0000-0002-1672-1772

Vladimir E. Ankudinov, PhD (physics and mathematics); researcher at the theoretical department. *vladimir@ankudinov.org*

https://orcid.org/0000-0001-8563-5862



EFFECT OF MELT COOLING RATE ON THE MICROSTRUCTURE AND THERMAL PROPERTIES OF AI – Ge ALLOY

O. V. GUSAKOVA^a, *Y. M. SHULYA*^a, *H. M. SKIBINSKAYA*^a, *V. E. ANKUDINOV*^a

 ^aInternational Sakharov Environmental Institute, Belarusian State University, 23/1 Dauhabrockaja Street, Minsk 220070, Belarus
 ^bVereshchagin Institute for High Pressure Physics, Russian Academy of Sciences, 14 Kaluzhskoe highway, Moscow (Troitsk) 142190, Russia
 Corresponding author: O. V. Gusakova (ol.gusakova@gmail.com)

The paper presents the results of comparing the microstructure of alloys of the Al – Ge system of eutectic and neareutectic compositions synthesized at melt cooling rates of 10^2 and 10^5 K/s. It was shown by scanning electron microscopy that at a cooling rate of 10^2 K/s, crystallization starts with grain growth of the excess component and ends with a eutectic reaction. The microstructure of bulk samples is characterized by large inclusions of aluminum and germanium and heterogeneity of composition at sample cross section. The size reduction of phase particles of alloys of the Al – Ge system of eutectic and near-eutectic compositions is achieved using high-speed solidification. It is shown that the cooling rate of the melt increase causes size reduction of phase particles by 2–3 orders. The layering of the microstructure of the cross section of rapidly solidified foils was also revealed, and a mechanism for its formation was proposed taking into account changes in the solidification conditions over the thickness of the foil. Using differential scanning calorimetry, it was shown that an increase in the cooling rate provides a narrowing of the melting temperature range and an increase in the melting rate.

Keywords: aluminum; germanium; rapid solidification; microstructure.

Acknowledgements. This work was carried out as part of project No. F18R-105 of the Belarusian Republican Foundation for Fundamental Research.

Введение

Алюминий и его сплавы имеют самое широкое применение в различных отраслях промышленности – от электроники до авиастроения. Для пайки изделий из алюминия используются сплавы Al – Ge, Al – Si – Ge, в большинстве случаев – сплавы эвтектического и околоэвтектического составов. В традиционных методах получения материалов при квазиравновесной кристаллизации микроструктура сплава Al – Ge эвтектического и околоэвтектического составов отличается содержанием крупных элементов, непостоянством состава по образцу, что часто обусловлено процессами седиментации в расплаве. Так, седиментация атомов и отдельных зародышей кристаллов германия наблюдается при центрифугировании и приводит к различию его концентрации в 12 раз в разных областях отливки [1]. Исследования микротвердости, прочности [2] и модуля Юнга [3] сплавов Al – Ge показали их зависимость не только от состава, но и от микроструктуры, в том числе от формы и ориентации первичных кристаллов кремния. Показано, что термические свойства сплавов системы Al – Ge, полученных направленной кристаллизацией способом Степанова, зависят от циклов перекристаллизации, что обусловлено изменением микроструктуры [4]. При использовании для пайки материалов с крупнокристаллической и неоднородной по образцу микроструктурой для достижения гомогенности расплав необходимо выдерживать длительное время или повышать температуру пайки. В противном случае возникает неоднородное распределение компонентов в паяном соединении, что приводит к внутренним напряжениям и разрушению при температурном воздействии на изделие. В связи с этим актуальным становится получение сплава Al – Ge методами, обеспечивающими однородность распределения компонентов и дисперсность микроструктуры, что может быть реализовано в способе сверхбыстрой закалки из расплава (СБЗР).

Специальные исследования затвердевания при глубоком переохлаждении расплава в условиях ультразвуковой левитации показали, что в зависимости от величины переохлаждения может изменяться последовательность зарождения фаз в эвтектическом сплаве. В последнем регистрируется неоднородность состава по образцу [5]. Известно, что при сильнонеравновесных условиях кристаллизации, кроме образования метастабильных фаз [6], возможно изменение состава и температуры сплава, соответствующих эвтектическому превращению [5]. Цель настоящей работы – установить влияние высокоскоростного затвердевания на микроструктуру и термические свойства сплавов системы Al – Ge эвтектического и околоэвтектического составов.

Методика эксперимента

Исследовались сплавы эвтектического (Al – 28,2 ат. % Ge), доэвтектического (Al – 24,5 ат. % Ge) и заэвтектического (Al – 33,3 ат. % Ge) составов. Массивные образцы $20 \times 10 \times 2$ мм получались при затвердевании расплава в графитовой изложнице (скорость охлаждения ≈ 2 K/c). Для формирования фольги капля расплава выливалась на внутреннюю сторону полированного медного диска, который вращался со скоростью 20 об/с. При толщине фольги 80-100 мкм скорость охлаждения расплава достигала 10^5 K/c.

Микроструктура фольги исследовалась у поверхности, прилегающей к кристаллизатору (поверхность A), противоположенной поверхности (поверхность B), а также в поперечном сечении. Шлифы приготавливались с использованием полировальной установки TegraPol 25 по методике и с реактивами фирмы *Struers* (Дания). Микроструктура, элементный состав и распределение компонентов изучались с помощью растрового электронного микроскопа LEO 1455 VP (*Carl Zeiss*, Германия), оснащенного рентгеноспектральным микроанализатором Aztec Energy Advanced X-Max 80 (*Oxford*, Великобритания). Исследование термодинамических характеристик сплавов проводилось методом дифференциальной сканирующей калориметрии с помощью анализатора STA 2500 Regulus (*NETZSCH*, Германия). Образцы нагревались со скоростью 10 К/мин в температурном диапазоне от 373 до 973 К. Масса исследуемой фольги составляла 7–15 мг. Температура плавления $T_{nл}$ определялась по пересечению касательной к пику плавления в точке перегиба с базовой линией.

Результаты и их обсуждение

На рис. 1 представлены изображения микроструктуры массивных образцов при различных увеличениях, полученные на РЭМ в отраженных электронах. Светлые и темные включения являются фазами германия и алюминия соответственно. В массивных образцах доэвтектического сплава Al – 24,5 ат. % Ge (см. рис. 1, а) затвердевание начинается с образования кристаллических зародышей алюминия и роста дендритов твердого раствора на основе алюминия. Длина основных ветвей дендритов составляет несколько десятков микрон, а их ширина достигает 10 мкм. Рентгеноспектральным микроанализом установлено, что в твердом растворе на основе Al содержится 3,3 ат. % Ge. В междендритном пространстве затвердевание протекает с формированием пластинчатой неупорядоченной смеси алюминия и германия. В массивных образцах эвтектического сплава Al – 28,2 ат. % Ge (см. рис. 1, δ) основной объем занимает эвтектика, однако присутствуют отдельные частицы германия и алюминия, что может быть обусловлено локальной неоднородностью состава расплава. В заэвтектическом сплаве A1 – 33,3 ат. % Ge (см. рис. 1, в) отмечается большое количество первичных кристаллов Ge, образование которых приводит к снижению концентрации германия в расплаве и обеспечивает выделение небольших включений алюминия. Таким образом, показано, что при скоростях охлаждения расплава 10² К/с затвердевание сплава начинается с выделения кристаллов фазы избыточного компонента и завершается эвтектической реакцией, что приводит к неоднородности микроструктуры по объему образца.

На рис. 2, *a*, приведен общий вид микроструктуры поперечного сечения фольги доэвтектического сплава Al – 24,5 ат. % Ge. Ее толщина составляет 40 мкм. В поперечном сечении фольги выделяются три слоя с различной микроструктурой и четкой границей раздела. Прилегающий к кристаллизатору слой C1 толщиной ≈ 10 мкм сформирован наноразмерными частицами Al и Ge (рис. 2, δ), слой C2 ($\approx 6-8$ мкм) – дендритами фазы на основе алюминия (показаны стрелками). Междендритное пространство заполняется германием. Завершается кристаллизация образованием первичных дендритов Al и эвтектикой Al – Ge.

Вид микроструктуры поперечного сечения участка фольги эвтектического сплава A1 – 28,2 ат. % Ge, прилегающего к кристаллизатору, приведен на рис. 3, *а*. В данной фольге также выделяются три слоя. Микроструктура слоя фольги, контактирующего с кристаллизатором, представлена на рис. 3, δ , на свободно затвердевающей стороне – на рис. 3, *в*. Трехслойная микроструктура формируется и у фольги заэвтектического сплава (рис. 4).

В фольге сплавов доэвтектического, эвтектического и заэвтектического составов микроструктура поверхности, прилегающей к кристаллизатору, имеет однотипный вид. Для всех исследованных сплавов у поверхности A затвердевание протекает с образованием неупорядоченных частиц фаз Al и Ge, размер которых не превышает 100 нм, как показано на рис. 3, δ . Однако микроструктура свободно затвердевающей стороны фольги зависит от состава сплава. В доэвтектическом сплаве Al – 24,5 ат. % Ge (см. рис. 2, δ), кроме матрицы околоэвтектического состава, наблюдаются первичные дендриты твердого раствора на основе алюминия, размер которых не превышает 5 мкм. У поверхности *B* фольги эвтектического состава Al – 28,2 ат. % Ge (см. рис. 3, ϵ) формируется упорядоченная структура. Эвтектические зерна микронных размеров характеризуются чередующимися стержневидными включениями алюминия в германии со средним диаметром 100 нм и длиной до 1 мкм. В заэвтектическом сплаве Al – 33,3 ат. % Ge у свободно затвердевающей стороны присутствуют первичные кристаллы избыточного германия, но по сравнению с массивным образцом их размер меньше.



Puc. 2. Микроструктура поперечного сечения фольги сплава Al – 24,5 ат. % Ge *Fig.* 2. Microstructure of the cross section of the foil Al – 24.5 at. % Ge

2 мкм

C1

10 мкм



в/с







Рис. 4. Микроструктура поперечного сечения фольги сплава Al – 33,3 ат. % Ge *Fig. 4.* The microstructure of the cross section of the foil of the alloy Al – 33.3 at. % Ge

Для установления причины слоистости микроструктуры в фольге исследуемых сплавов с помощью рентгеноспектрального микроанализа определены концентрации компонентов в приповерхностных слоях A и B, а также в сечении фольги. При энергии электронного луча 20 кэВ расчетная глубина зондирования составляла ≈ 3 мкм [7]. В сечении фольги выделялись параллельные поверхности фольги участки длиной ≈ 30 мкм и шириной ≈ 5 мкм, и концентрации Al и Ge измерялись в слоях C1, C2 и в центре слоя C3. Относительная погрешность такого измерения не превышала 5 %. Согласно полученным данным, концентрация компонентов в фольге доэвтектического и эвтектического составов постоянна, а в фольге заэвтектического состава фиксируется небольшое повышение содержания германия у поверхности B (см. таблицу).

Участок фольги	Al – 24,5 ат. % Ge		Al – 28,2 ат. % Ge		Al – 33,3 ат. % Ge	
	Al	Ge	Al	Ge	Al	Ge
Поверхность А	75,5	24,5	71,8	28,2	76,7	33,3
Слой С1	76,2	24,4	71,8	28,4	76,8	33,2
Слой С2	75,7	24,3	71,4	28,6	76,5	33,5
Слой СЗ	75,0	25,0	71,5	28,5	76,2	33,8
Поверхность В	76,1	23,9	70,9	29,1	75,1	34,9

Концентрация (ат. %) Аl и Ge в приповерхностных слоях и сечении фольги сплавов системы Al–Ge

The concentration (at. %) of Al and Ge in the surface layers and the cross section of the foil alloys of the Al–Ge system

Образование слоистой микроструктуры в быстрозатвердевших фольгах характерно для эвтектических и околоэвтектических сплавов систем Al – Si, Sn – Zn, Sn – Bi [8–10] и обусловлено различными условиями затвердевания. Согласно существующим моделям охлаждения расплава в методе СБЗР [11] наибольшее переохлаждение достигается в слое фольги, прилегающем к кристаллизатору. Глубокое переохлаждение расплава и высокая скорость теплоотвода обеспечивают скорость движения границы раздела твердое тело – расплав, которая может превышать скорость диффузии компонентов в расплаве, и при безразделительной кристаллизации затвердевание протекает с образованием пересыщенного твердого раствора. Микроструктура слоя С1 формируется в результате распада пересыщенного твердого раствора с образованием наноразмерных частиц фаз Al и Ge. Затем, из-за выделения скрытой теплоты кристаллизации, переохлаждение расплава уменьшается. Снижается также и скорость теплоотвода, поскольку он осуществляется через слой сплава Al – Ge. Это последовательно приводит к все большему падению скорости движения границы раздела фаз и переходу к ячеисто-дендритному затвердеванию, а затем к выделению первичных дендритов алюминия в доэвтектическом сплаве и первичных кристаллов кремния в заэвтектическом. Аналогичным образом в фольге эвтектического сплава Al – Ge уменьшение переохлаждения и скорости теплоотвода на границе раздела фаз твердое тело – расплав также является причиной формирования слоистой микроструктуры. В прилегающем к кристаллизатору слое в результате распада пересыщенного твердого раствора образуются наноразмерные неупорядоченные частицы фаз Al и Ge, а слой у свободно затвердевающей стороны фольги состоит из эвтектических зерен с упорядоченным расположением стержней алюминия.

Важно отметить, что размеры частиц фаз Al и Ge в быстрозатвердевшей фольге на несколько порядков меньше, чем в массивных образцах. Так, для доэвтектического сплава Al – 24,5 ат. % Ge размер дендритов Al в массивных образцах достигает 100 мкм, а в быстрозатвердевшей фольге не превышает 5 мкм. В массивном образце эвтектического сплава наблюдаются отдельные частицы Al и Ge размером до 10 мкм, а в быстрозатвердевшей фольге они отсутствуют и размер эвтектического зерна не превышает 5 мкм. В заэвтектическом сплаве Al – 33,3 ат. % Ge образуется большое количество первичных кристаллов германия, что приводит к снижению его концентрации в расплаве и образованию дендритов алюминия. Размер этих комплексов неэвтектического состава достигает 20 мкм. В объеме быстрозатвердевшей фольги заэвтектического сплава наблюдаются только отдельные микронные кристаллы германия.

Результаты исследования процессов плавления быстрозатвердевшей фольги и массивных образцов приведены на рис. 5.

Согласно термограммам температура начала плавления, соответствующая плавлению эвтектики, одинакова для всех образцов и составляет 417–418 °C. Однако на восходящих линиях термограмм плавления фольги и массивного образца заэвтектического состава наблюдается излом, что соответствует различным



Puc. 5. Термограммы плавления сплавов системы Al – Ge: *a* – быстрозатвердевшая фольга; *б* – массивные образцы

 Fig. 5. Thermograms of melting of alloys of the Al – Ge system: *a* – rapidly solidified foils; *b* – massive samples

температурам плавления участков образца и может быть связано с локальным непостоянством как состава, так и микроструктуры заэвтектического сплава. В быстрозатвердевшей фольге и массивных образцах доэвтектического состава, кроме основного пика плавления эвтектики, наблюдается размытый высокотемпературный пик, что соответствует плавлению твердого раствора на основе алюминия. Скорости плавления заэвтектического и доэвтектического сплавов массивных образцов значительно ниже, чем эвтектического, что приводит к увеличению времени их плавления.

Важным результатом является практическая идентичность кривых плавления быстрозатвердевшей фольги эвтектических и околоэвтектических составов, что обусловлено ультрадисперсной микроструктурой фольги. Это позволяет использовать быстрозатвердевшую фольгу в качестве припоев не только эвтектических, но и околоэвтектических сплавов.

Заключение

Установлено, что сверхбыстрая закалка приводит к повышению однородности и дисперсности микроструктуры доэвтектических, эвтектических и заэвтектических сплавов системы Al – Ge. Быстрозатвердевшая фольга характеризуется слоистостью микроструктуры по толщине. Предложен механизм формирования слоистой микроструктуры, учитывающий изменение условий кристаллизации по толщине фольги, а также образование пересыщенных твердых растворов и их дальнейший распад. Также установлено, что скорость плавления быстрозатвердевшей фольги превышает скорость плавления массивных образцов, что подтверждает перспективность использования сплавов системы Al – Ge, полученных сверхбыстрой закалкой из расплава, в качестве припоев.

Библиографические ссылки

1. Гурин ВН, Никаноров СП, Волков МП, Деркаченко ЛИ, Попова ТБ, Коркин ИВ и др. Кристаллизация систем Al – Si, Al – Ge, Al – Si – Ge при центрифугировании. Журнал технической физики. 2005;75(3):56–62.

2. Деркаченко ЛИ, Корчунов БН, Никаноров СП, Осипов ВН, Шпейзман ВВ. Структура, микротвердость и прочность направленно закристаллизованного сплава Al – Ge. Физика твердого тела. 2014;56(3):512–515.

3. Волков МП, Гурин ВН, Никаноров СП, Буренков ЮА, Деркаченко ЛИ, Кардашев БК и др. Структура и механические свойства A1 – Si (Ge) сплавов при закалке и центрифугировании расплавов. Физика твердого тела. 2005;47(5):886–892.

4. Егорова ЛМ, Корчунов БН, Осипов ВН, Берштейн ВА, Никаноров СП. Кинетика выпадения германия в бинарных сплавах алюминия с германием, полученных направленной кристаллизацией. *Физика твердого тела*. 2015;57(2):219–223.

5. Yan N, Geng DL, Hong ZY, Wei B. Ultrasonic levitation processing and rapid eutectic solidification of liquid Al – Ge alloys. *Journal of Alloys and Compounds*. 2014;607:258–263. DOI: 10.1016/j.jallcom.2014.04.006.

6. Ташлыкова-Бушкевич ИИ, Шепелевич ВГ, Гутько ЕС. Метастабильные фазы в быстрозатвердевших слаболегированных сплавах системы Al – Ge. Физика и химия обработки материалов. 2002;3:79–85.

7. Голдстейн Дж, Яковица Х, редакторы. Практическая растровая электронная микроскопия. Москва: Мир; 1978. 656 с.

 Шепелевич ВГ, Гусакова ОВ, Александров ДВ, Стародумов ИО. Фазовый состав заэвтектического силумина при высокоскоростном затвердевании. Журнал Белорусского государственного университета. Физика. 2019;2:96–104. DOI: 10.33581/ 2520-2243-2019-2-96-104.

9. Гусакова ОВ, Шепелевич ВГ. Структура и свойства быстрозатвердевших фольг сплавов системы Sn – Zn – Bi. Перспективные материалы. 2010;2:74–80.

10. Gusakova O, Shepelevich V, Scherbachenko L. Effect of melt cooling rate on microstructure of Sn – Bi and Sn – Pb eutectic alloys. *Advanced Materials Research*. 2014;856:236–240. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMR.856.236.

11. Herlach D, Galenko P, Holland-Moritz D. *Metastable solids from undercooled melts*. Amsterdam: Elsevier; 2007. DOI: 10.4028/ www.scientific.net/MSF.539-543.1977.

References

1. Gurin VN, Nikanorov SP, Volkov MP, Derkachenko LI, Popova TB, Korkin IV, et al. [Crystallization in the Al – Si, Al – Ge, and Al – Si – Ge systems at centrifugation]. *Zhurnal tekhnicheskoi fiziki*. 2005;75(3):56–62. Russian.

2. Derkachenko LI, Korchunov BN, Nikanorov SP, Osipov VN, Shpeizman VV. [Structure, microhardness, and strength of a directionally crystallized Al – Ge]. *Fizika tverdogo tela*. 2014;56(3):512–515. Russian.

3. Volkov MP, Gurin VN, Nikanorov SP, Burenkov YuA, Derkachenko LI, Kardashev BK, et al. [Structure and mechanical properties of Al – Si (Ge) alloys upon melt centrifugation and quenching]. *Fizika tverdogo tela*. 2005;47(5):886–892. Russian.

4. Egorova LM, Korchunov BN, Osipov VN, Bershtein VA, Nikanorov SP. [Kinetics of the precipitation of germanium in binary aluminum-germanium alloys produced by directed crystallization]. *Fizika tverdogo tela*. 2015;57(2):219–223. Russian.

5. Yan N, Geng DL, Hong ZY, Wei B. Ultrasonic levitation processing and rapid eutectic solidification of liquid Al – Ge alloys. *Journal of Alloys and Compounds*. 2014;607:258–263. DOI: 10.1016/j.jallcom.2014.04.006.

6. Tashlykova-Bushkevich II, Shepelevich VG, Gutko ES. [Metastable phases in rapidly solidified lightly alloyed system alloys Al – Ge]. *Fizika i khimiya obrabotki materialov.* 2002;3:79–85. Russian.

7. Goldstein J, Jakovitsa H, editors. *Practical scanning electron microscopy*. Boston: Springer; 1975. 572 p. DOI: 10.1007/978-1-4613-4422-3.

Russian edition: Goldstein J, Jakovitsa H, editors. *Prakticheskaya rastrovaya elektronnaya mikroskopiya*. Moscow: Mir; 1978. 656 p.
 8. Shepelevich VG, Gusakova OV, Alexandrov DV, Starodumov IO. Phase composition of hypereutectic silumin at rapid soli-

dification. Journal of the Belarusian State University. Physics. 2019;2:96–104. Russian. DOI: 10.33581/2520-2243-2019-2-96-104.

9. Gusakova OV, Shepelevich VG. [Structure and properties of rapidly solidified films of Sn - Zn - Bi system]. *Perspektivnye materialy*. 2010;2:74–80. Russian.

10. Gusakova O, Shepelevich V, Scherbachenko L. Effect of melt cooling rate on microstructure of Sn - Bi and Sn - Pb eutectic alloys. *Advanced Materials Research*. 2014;856:236–240. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMR.856.236.

11. Herlach D, Galenko P, Holland-Moritz D. *Metastable solids from undercooled melts*. Amsterdam: Elsevier; 2007. DOI: 10.4028/ www.scientific.net/MSF.539-543.1977.

Статья поступила в редколлегию 06.02.2020. Received by editorial board 06.02.2020.