

НАСЛЕДСТВЕННОЕ ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ ШИХТЫ НА ПЛОТНОСТЬ, ГАЗСОДЕРЖАНИЕ И ПРОЦЕССЫ ЗАТВЕРДЕВАНИЯ СПЛАВА СИСТЕМЫ Al–Si–Cu

© 2020 г. **К.В. Никитин, В.И. Никитин, И.Ю. Тимошкин**

Самарский государственный технический университет (СамГТУ)

Статья поступила в редакцию 23.10.19 г., доработана 09.11.19 г., подписана в печать 15.11.19 г.

Представлены результаты исследований по влиянию структуры исходных шихтовых заготовок на плотность, газосодержание и температурно-временные параметры процесса затвердевания сплава АК6М2 (Al–6%Si–2%Cu). Крупнокристаллические шихтовые заготовки (*К*-шихта) получали при заливке расплава в керамические формы с песчаной засыпкой, обеспечивая скорость охлаждения $v_{\text{охл}} \sim 0,5 \div 1,0$ °C/с. Мелкокристаллическую (*М*) шихту готовили заливкой расплава в чугунные холодные кокилы ($v_{\text{охл}} \sim 5 \div 10$ °C/с). Полученные шихтовые заготовки раздельно переплавляли по одинаковым температурно-временным режимам, повторно производили рафинирование, дегазацию и получали пробы для оценки содержания водорода, а также определения значений плотности в жидком и твердом состояниях. Установлено, что структурная информация, унаследованная от исходных шихтовых заготовок, устойчиво сохраняется в системе «твердое–жидкое–твердое». Прямым термическим анализом установлено, что расплав, полученный из *М*-шихты, в процессе затвердевания характеризуется снижением температуры ликвидуса на 3 °C и температур начала и окончания затвердевания эвтектики на 10 °C и 3 °C соответственно по сравнению с расплавом, полученным из *К*-шихты. При этом сокращается время формирования дендритов α -Al и эвтектики в расплаве из *М*-шихты (на 0,4 и 0,6 мин соответственно). Результаты, полученные на установке Параболоид-4, показали, что расплав из *М*-шихты обладает повышенной плотностью по сравнению со сплавом из *К*-шихты, так как через него проходит меньшее количество импульсов в исследованном интервале температур 750–450 °C. Значения температур формирования дендритов алюминия и эвтектики, которые определены по температурным зависимостям $J-t$ (где J – число γ -импульсов, t – температура), коррелируются с результатами прямого термического анализа. С позиции явления структурной наследственности даны обобщенные практические рекомендации по целенаправленному сохранению положительной структурной информации в сплавах на основе алюминия.

Ключевые слова: структура, шихтовая заготовка, силумины, плотность в жидком и твердом состояниях, температуры фазовых переходов при затвердевании, структурная наследственность, модифицирование.

Никитин К.В. – докт. техн. наук, доцент, декан факультета машиностроения, металлургии и транспорта Самарского государственного технического университета (СамГТУ) (443100, г. Самара, ул. Молодогвардейская, 244). E-mail: kvn-6411@mail.ru.

Никитин В.И. – докт. техн. наук, проф., заведующий кафедрой «Литейные и высокоэффективные технологии» СамГТУ. E-mail: tlp@samgtu.ru.

Тимошкин И.Ю. – канд. техн. наук, доцент той же кафедры. E-mail: ivan-mns@mail.ru.

Для цитирования: Никитин К.В., Никитин В.И., Тимошкин И.Ю. Наследственное влияние структуры шихты на плотность, газосодержание и процессы затвердевания сплава системы Al–Si–Cu. *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2020. No. 2. С. 14–21. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2020-2-14-21.

Nikitin K.V., Nikitin V.I., Timoshkin I.Yu.

Hereditary effect of the charge structure on Al–Si–Cu alloy density, gas content and solidification processes

The paper provides the results obtained when studying the initial charge structure effect on the density, gas content and temperature-time parameters of AK6M2 (Al–6%Si–2%Cu) alloy solidification. Coarse crystalline charge billets (*C*-charge) were obtained when pouring the melt into ceramic molds with sand filling providing a cooling rate $v_{\text{cool}} \sim 0.5 \div 1.0$ °C/s. Finely crystalline charge billets (*F*-charge) were prepared by pouring the melt to cold cast iron molds ($v_{\text{cool}} \sim 5 \div 10$ °C/s). Charge billets obtained were separately remelted with the same temperature-time conditions, re-refined and degassed with samples taken to determine hydrogen content as well as density values in liquid and solid states. It is established that structural information inherited from the initial charge billets is stable in the solid-liquid-solid system. It was found using direct thermal analysis that the melt obtained from *F*-charge solidifies with a reduction in liquidus temperature by 3 °C and in the temperatures of the beginning and end of eutectic solidification by 10 °C and 3 °C, respectively, as compared to the melt obtained from *C*-charge. At the same time, α -Al and eutectic dendrites form in the *F*-charge

melt 0.4 and 0.6 min faster, respectively. The results obtained at the Paraboloid-4 unit showed that the F -charge melt has higher density as compared to the C -charge alloy due to a smaller number of pulses passing through it in the studied temperature range of 750–450 °C. Temperature values of aluminum and eutectic dendrite formation determined by J - t temperature relationships (where J is the number of γ pulses, t is the temperature) correlate with the results of direct thermal analysis. General practical recommendations on the purposeful conservation of positive structural information in aluminum alloys are formulated in terms of the structural heredity phenomenon.

Keywords: structure, charge billet, silumins, density in liquid and solid states, phase transition temperatures during solidification, structural heredity, modification.

Nikitin K.V. – Dr. Sci. (Tech.), Associate prof., Dean of the Faculty of mechanical engineering, metallurgy and transport, Samara State Technical University (SSTU) (443100, Russia, Samara, Molodogvardeyskaya str., 244).
E-mail: kvn-6411@mail.ru.

Nikitin V.I. – Dr. Sci. (Tech.), Prof., Head of the Department of foundry and high-efficiency technologies, SSTU.
E-mail: tlp@samgtu.ru.

Timoshkin I.Yu. – Cand. Sci. (Tech.), Associate prof., Department of foundry and high-efficiency technologies, SSTU.
E-mail: ivan-mns@mail.ru.

Citation: Nikitin K.V., Nikitin V.I., Timoshkin I.Yu. Hereditary effect of the charge structure on Al–Si–Cu alloy density, gas content and solidification processes. *Izvestiya Vuzov. Tsvetnaya Metallurgiya (Universities' Proceedings. Non-Ferrous Metallurgy)*. 2020. No. 2. P. 14–21 (In Russ.). DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2020-2-14-21.

Введение

В мировой промышленности изделия из алюминия и его сплавов находят широкое применение практически во всех отраслях: электроэнергетике, строительстве, автомобиле- и машиностроении, оборудовании и т.д. Например, доля потребления алюминия в транспортном машиностроении в настоящее время достигает 40–48 % от общего его потребления всеми отраслями промышленности [1, 2]. Основным потребителем литых изделий из Al-сплавов является автомобилестроение.

Качество конечной литой продукции во многом зависит от технологий приготовления алюминиевых сплавов. Это прежде всего обусловлено тем, что в литейных цехах используют разнообразные шихтовые материалы: первичные металлы, вторичные сплавы, лигатуры, возврат собственного производства и т.д. [3]. В связи с этим большое количество исследований связано с разработкой технологий, обеспечивающих стабильно высокое качество алюминиевого литья на всех этапах его получения.

Воздействие на элементы структуры составляющих алюминиевых сплавов за счет введения в расплавы модификаторов с металлической матрицей (лигатур) является основной технологической операцией, которая обеспечивает требуемое качество литых изделий по широкому комплексу физико-механических свойств [4, 5]. Наибольшую актуальность модифицирование алюминиевых сплавов приобретает при повышенной доле вторичных шихтовых материалов [6–9].

Литые детали в основном производится из сплавов системы Al–Si. Для измельчения структуры силуминов активно применяются модификаторы с металлической матрицей, в качестве которых наиболее часто используют лигатуры систем Al–Ti, Al–Ti–B, Al–B и Al–Sr [10–14].

Перспективным направлением является развитие физических способов воздействия (ультразвукового [15, 16] и электромагнитного [17–19]) на расплавы силуминов с целью управления их структурой и свойствами в литом состоянии. Установлено, что структура исходных шихтовых материалов частично наследуется во взаимосвязанной системе «твердое–жидкое–твердое» даже при многократных переходах из одного агрегатного состояния в другое [6, 20].

В связи с этим научный и практический интерес представляют исследования влияния структуры алюминиевых сплавов на их структурно-чувствительные характеристики (плотность, вязкость и др.) в жидком состоянии.

В работе [21] предложена модельная методика расчета плотности сплавов на основе Al, Mg и Ni, которая хорошо согласуется с известными экспериментальными методами определения данного свойства.

Экспериментальные исследования показали, что влияние структуры исходной шихты на плотность и вязкость расплавов системы Al–Si сохраняется при перегревах свыше 1000 °C и наследуется литой структурой во втором поколении [22–24].

В связи с вышесказанным изучение явления структурной наследственности в системе «твердое—жидкое—твердое» представляет научный и практический интерес. Целью настоящей работы являлось исследование влияния структуры исходных шихтовых заготовок на плотность, газосодержание и процессы затвердевания сплава марки АК6М2 (Al—6%Si—2%Cu).

Материалы и методика экспериментов

Исследования проводили в Центре литейных технологий СамГТУ по схеме, представленной на рис. 1.

Сплав АК6М2 готовили в печи сопротивления на основе 100 % отходов кокильного литья. При температуре 750 ± 5 °С расплав рафинировали флюсом Cristal 2000 (0,11% от массы расплава) и дегазировали гексахлорэтаном (0,06 % от массы расплава). После выдержки в течение 20 мин с зеркала расплава снимали шлак, перемешивали и

производили разливку в специально подготовленные формы. Крупнокристаллическую (*K*) шихту получали кристаллизацией расплава в керамических формах в песчаной засыпке, обеспечивая этим скорость охлаждения $v_{\text{охл}} \sim 0,5 \div 1,0$ °С/с. Мелкокристаллическую (*M*) шихту готовили кристаллизацией расплава в чугунных холодных кокилях, обеспечивая этим $v_{\text{охл}} \sim 5 \div 10$ °С/с. Полученные шихтовые заготовки переплавляли отдельно и по одинаковым режимам рафинировали и дегазировали. Далее получали образцы, на которых определяли содержание водорода [H_2] и плотность в жидком (d_L) и твердом (d_S) состояниях. Содержание водорода оценивали по ГОСТ211321.1-81, плотность расплавов при 750 ± 5 °С — экспресс-методом [23, 24]. В твердом состоянии плотность определяли гидростатическим взвешиванием предварительно обезжиренных образцов в дистиллированной воде.

Косвенную оценку плотности расплавов, приготовленных из *K*- и *M*-шихт, в процессе их охлаждения и затвердевания осуществляли на уста-



Рис. 1. Общая схема экспериментов

Таблица 1
Химический состав сплава АК6М2

Вид шихты	Содержание, мас.%							
	Si	Cu	Mg	Mn	Fe	Ti	Zn	Ni
<i>К</i>	6,03	1,82	0,29	0,02	0,35	0,15	0,02	0,02
<i>М</i>	6,03	1,82	0,28	0,02	0,35	0,15	0,02	0,02

новке Параболоид-4 по зависимостям $J-t$ (где J — число γ -квантов, t — температура) [25]. Температуры фазовых переходов в ходе охлаждения расплавов и их последующего затвердевания определяли по аномалиям на кривых $J-t$ и с помощью прямого термического анализа путем вмораживания термодисков в термический центр кристаллизующего образца.

Химический состав сплава АК6М2 представлен в табл. 1. Видно, что содержание основных легирующих (Si, Cu, Mg, Ti) и примесных элементов не зависит от вида шихты.

Металлографический анализ выполняли с помощью программно-аппаратного комплекса SIAMS 800.

Результаты экспериментов и их обсуждение

На рис. 2 показаны микроструктуры шихтовых заготовок в исходном состоянии. По данным металлографического анализа средний размер дендритов α -Al в образцах из *К*-шихты составляет

54 мкм, а из *М*-шихты — 31 мкм. Таким образом, затвердевание с повышенными скоростями охлаждения вызвало уменьшение среднего размера дендритов α -Al в 1,74 раза.

Структура шихтовых заготовок оказывает наследственное влияние на содержание водорода и плотность сплавов в жидком и твердом состояниях. Из рис. 3 видно, что сплав АК6М2, полученный из *К*-шихты, характеризуется меньшими значениями d_L , d_S и повышенной концентрацией $[H_2]$.

Установлено влияние структуры шихтовых заготовок на температуры фазовых переходов при затвердевании (рис. 4). На политемах выделены участки, которые характеризуют исследуемые сплавы в процессе затвердевания [26]:

τ_L — стояние линии ликвидуса, что соответствует периоду времени, в течение которого формируются дендриты α -Al;

$\tau_{т.ж}$ — время, за которое происходит отвод избыточного перегрева от оставшейся жидкой фазы;

τ_c — стояние линии солидуса, что соответствует периоду времени, в течение которого формируется эвтектика;

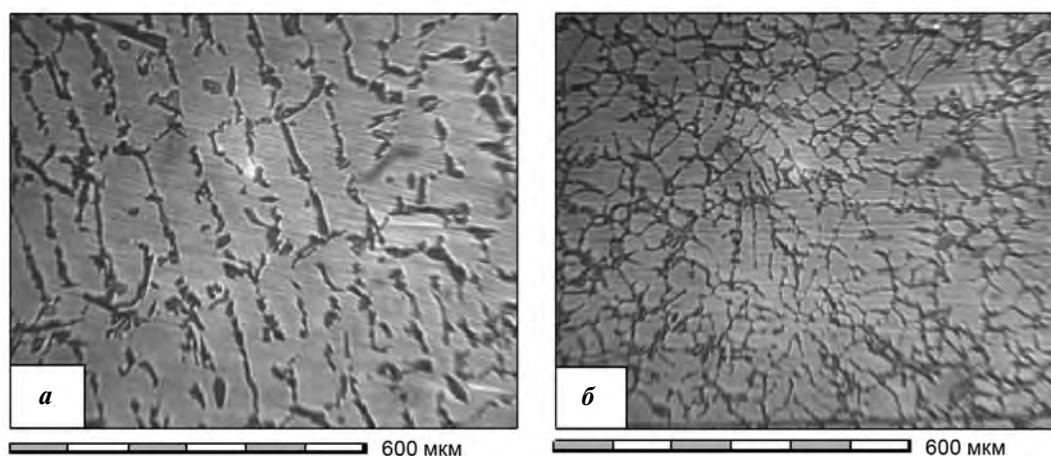


Рис. 2. Структура исходных шихтовых заготовок из сплава АК6М2

а и *б* — *К*- и *М*-шихты соответственно

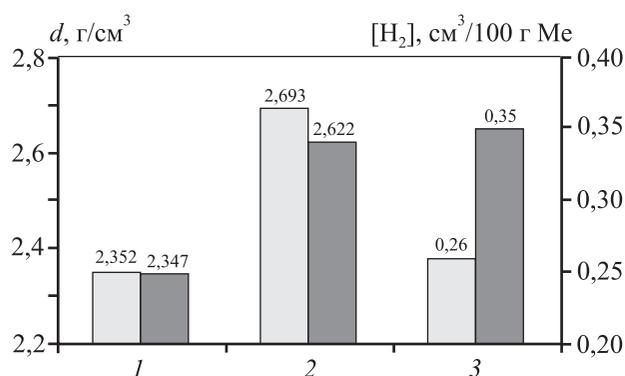


Рис. 3. Влияние структуры шихтовых заготовок на свойства сплава АК6М2

1 и 2 – плотность в жидком (750 °С) и твердом (20 °С) состояниях соответственно, 3 – содержание водорода *M*-шихты обозначена светлым цветом, *K*-шихты – темным

τ_3 – общее время затвердевания сплава эвтектической системы, которая кристаллизуется в интервале температур ликвидус–солидус.

Безразмерные коэффициенты $n_L = \tau_L/\tau_3$ и $n_C = \tau_C/\tau_3$, которые были предложены в работе [26], могут косвенно описывать особенности затвердевания дендритов α -Al и эвтектической составляющей исследуемых сплавов. Большие значения указанных коэффициентов характеризуют более развитую дендритную структуру и укрупненные кристаллы эвтектического кремния [26]. Видно (рис. 4, табл. 2), что расплав, полученный из *M*-шихты, затвердевает при пониженных температурах. Так, температура ликвидуса (t_L) снизилась на 3 °С, температура начала затвердевания эвтектики (t_9^H) – на 10 °С, а его окончания (t_9^K) – на 3 °С по сравнению с расплавом, полученным из *K*-шихты (табл. 2).

В сплаве из *M*-шихты формирование дендритов α -Al протекает быстрее на 0,4 мин, а эвтекти-

ки – на 0,6 мин. Так как коэффициенты n_L и n_C , определенные для данного сплава, имеют меньшие значения, можно сделать вывод об образовании более компактной структуры по сравнению со сплавом из *K*-шихты. Скорость охлаждения за период τ_3 , определенная как $v_{охл} = (t_L - t_9^K)/\tau_3$, косвенно характеризует темп затвердевания сплавов, полученных из шихтовых заготовок с различной структурой. Видно (табл. 2), что сплав из *M*-шихты затвердевает на 23 % быстрее.

На рис. 5 представлены результаты исследования процессов затвердевания на установке Параболоид-4 образцов сплава АК6М2, полученных из *K*- и *M*-шихт.

Количество импульсов (γ -квантов), которые проходят через расплав в единицу времени, может косвенно характеризовать плотность сплава. Чем меньше импульсов при одинаковой температуре проходит через сплав, тем выше его плотность. Результаты, полученные на установке Параболоид-4, хорошо коррелируются со значениями плотности, определенными экспресс-методом (см. рис. 3): во всем исследованном интервале температур через расплав из *M*-шихты проходит меньшее количество импульсов, что подтверждает его повышенную плотность по сравнению с расплавом из *K*-шихты. Температуры формирования дендритов α -Al и эвтектики, установленные по аномалиям на графиках $J-t$, практически совпадают с данными, полученными при прямом термическом анализе.

Исследования наследственного влияния вида модификатора на процессы затвердевания промышленных силуминов показали близкие результаты [19]. Так, при модифицировании сплава АК6М2 добавками зародышеобразующих лигатур AlTi10 (чушка) и AlTi1,6B1,4 (пруток) происходило снижение температур ликвидуса (t_L) и формирова-

Таблица 2

Влияние структуры шихты на кинетику затвердевания сплава АК6М2

Вид шихты	Ликвидус		$\tau_{т.ж.}$, мин	Солидус			Параметры затвердевания в интервале $t_L-t_9^K$		
	t_L , °С	τ_L , мин		t_9^H , °С	t_9^K , °С	τ_C , мин	τ_3 , мин	$\frac{n_L}{n_C}$	$v_{охл.}$, °С/мин
<i>K</i>	631,65	1,33	3,33	583,8	565,45	2,44	7,10	$\frac{0,187}{0,340}$	9,3
<i>M</i>	628,65	0,89	3,11	573,5	562,35	1,83	5,83	$\frac{0,153}{0,310}$	11,4

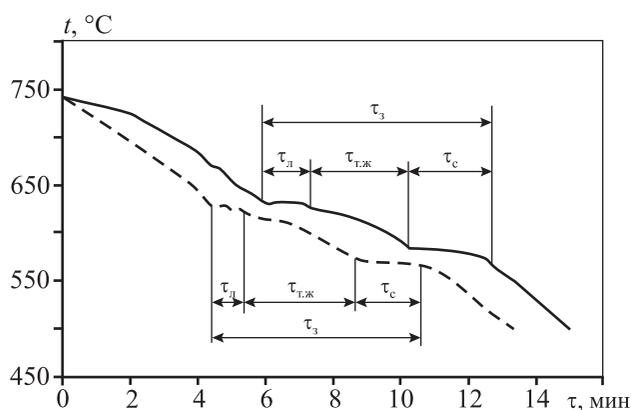


Рис. 4. Влияние структуры шихтовых заготовок на кинетику затвердевания сплава АК6М2

Штриховая кривая – расплав из *M*-шихты, сплошная – из *K*-шихты

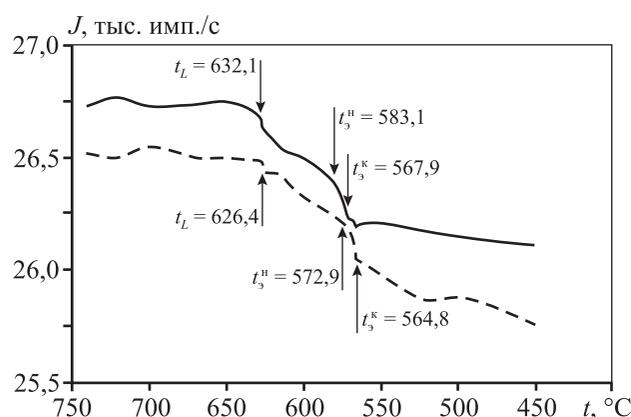


Рис. 5. Влияние структуры шихтовых заготовок на кинетику уплотнения сплава АК6М2

Штриховая кривая – расплав из *M*-шихты, сплошная – из *K*-шихты

ния эвтектики (t_3) на 7 и 5 °С соответственно. При этом сокращалось общее время стояния линии ликвидуса (τ_L) и солидуса (τ_c) на 10 и 20 с по сравнению с немодифицированным сплавом. Практически такие же эффекты на затвердевание оказывало модифицирование сплава АК6М2 мелкокристаллическим гранулированным переплавом такого же состава.

Однако модифицирование сплава АК6М2 добавками чушковой лигатуры AlSr10 обуславливало увеличение интервала температур кристаллизации на 7 °С и времени τ_L на 50 с по сравнению с немодифицированным состоянием. Это, вероятно, связано с тем, что стронций является модификатором, который измельчает структуру силуминов по лимитационному механизму.

Заключение

Результаты исследований подтверждают устойчивое сохранение в расплавах структурной информации, которая наследуется от исходных шихтовых заготовок. Структура шихтовых сплавов определяет не только строение и физические свойства расплавов, но и особенности их затвердевания, т.е. она должна обуславливать выбор способа обработки расплава (вид и количество модификатора, режимы температурно-временной обработки, другие виды физических воздействий и т.п.) при его подготовке к литью.

В условиях реального литейного производства используются разнообразные виды шихтовых материалов (чушковые сплавы, лигатуры, возврат литейного и механического производств и др.), которые обладают различной структурной наследственностью. Полученные результаты исследований позволяют сформулировать следующие обобщенные практические рекомендации:

— мелкокристаллическую шихту целесообразно вводить в плавильную печь после расплавления крупнокристаллической шихты (крупногабаритные чушки, прибыльные части литниково-питающих систем, бракованные крупногабаритные отливки и т.п.);

— расплавы, полученные с использованием повышенной доли мелкокристаллической шихты, нецелесообразно подвергать высоким перегревам в процессе подготовки к литью, что позволит сохранить положительную структурную информацию и тем самым сократить количество дорогостоящих модификаторов при сохранении высокого эффекта модифицирования.

Литература/References

1. Nappi C. The global aluminium industry 40 years from 1972. World Aluminium. 2013. http://www.world-aluminium.org/media/filer_public/2013/02/25/an_outlook_of_the_global_aluminium_industry_1972_-_present_day.pdf.
2. Dudin M.N., Voykova N.A., Frolova E.E., Artemieva J.A., Rusakova E.P., Abashidze A.H. Modern trends and challenges of development of global aluminum industry. *Metalurgija*. 2017. Vol. 56. P. 255–258.
3. Djurdjević M.B., Odanović Z., Pavlović-Krstić J. Melt quality control at aluminum casting plants. *Metal. Mater. Eng.* 2010. Vol. 16. P. 63–76.

4. *McCartney D.G.* Grain refining of aluminium and its alloys using inoculants. *Inter. Mater. Rev.* 1989. Vol. 34. No. 5. P. 247—260.
5. *Murty B.S., Kori S.A., Chakraborty M.* Grain refinement of aluminium and its alloys by heterogeneous nucleation and alloying. *Inter. Mater. Rev.* 2002. Vol. 47. No. 1. P. 3—29.
6. *Никитин В.И., Никитин К.В.* Наследственность в литых сплавах. М.: Машиностроение-1, 2005.
Nikitin V.I., Nikitin K.V. Heredity in cast alloys. Moscow: Mashinostroenie-1, 2005 (In Russ.).
7. *Никитин К.В., Никитин В.И., Тимошкин И.Ю.* Управление качеством литых изделий из алюминиевых сплавов на основе явления структурной наследственности. М.: Радуница, 2015.
Nikitin K.V., Nikitin V.I., Timoshkin I.Yu. Quality control of cast products from aluminium alloys based on the phenomenon of structural heredity. Moscow: Radynitsa, 2015 (In Russ.).
8. *Селянин И.Ф., Деев В.Б., Кухаренко А.В.* Ресурсо- и экологосберегающие технологии производства вторичных алюминиевых сплавов. *Известия вузов. Цветная металлургия.* 2015. No. 2. С. 20—25.
Selyanin I.F., Deev V.B., Kukharensko A.V. Resource-saving and environment-saving production technologies of secondary aluminum alloys. *Russ. J. Non-Ferr. Met.* 2015. Vol. 56. No. 3. P. 272—276.
9. *Деев В.Б.* Получение герметичных алюминиевых сплавов из вторичных материалов. М.: Фланта-Наука, 2006.
Deev V.B. Fabrication of sealed aluminum alloys from recycled materials. Moscow: Flinta—Nayka, 2006 (In Russ.).
10. *Sigworth G.K.* The modification of Al—Si casting alloys: Important practical and theoretical aspects. *Inter. J. Metalcast.* 2008. Vol. 2. No. 2. P. 19—40.
11. *Rathod N.R., Manghani J.V.* Effect of modifier and grain refiner on cast Al—7Si aluminum alloy: A review. *Inter. J. Emerging Trends in Engineering and Development.* 2012. Vol. 5. No. 2. P. 574—581.
12. *Faraji M., Katgerman L.* Grain refinement and modification in hypoeutectic Al—Si alloys. *Foundry Trade J.* 2010. Vol. 184. P. 315—318.
13. *Fang Q., Granger D.* Porosity formation in modified and unmodified A356 alloy castings. *AFS Trans.* 1989. No. 97. P. 989—1000.
14. *Zhang J., Chen H., Yu H., Jin Y.* Study on dual modification of Al—17%Si alloys by structural heredity. *Metals.* 2015. No. 5. P. 1112—1126.
15. *Xu H., Jiana X., Meek T., Han Q.* Degassing of molten aluminum A356 alloy using ultrasonic vibration. *Mater. Lett.* 2004. Vol. 58. P. 3669—3673.
16. *Jian X., Meek T.T., Han Q.* Refinement of eutectic silicon phase of aluminum A356 alloy using high-intensity ultrasonic vibration. *Scripta Mater.* 2006. Vol. 54. No. 5. P. 893—896.
17. *Mizutani Y., Miwa K., Yasue K., Tamura T., Sakaguchi Y., Ohura Y.* Effect of the electromagnetic vibration intensity on microstructural refinement of Al—7%Si alloy. *Mater. Trans.* 2004. Vol. 45. No. 6. P. 1944—1948.
18. *Mizutani Y., Miwa K., Yasue K., Tamura T., Sakaguchi Y., Kawai S.* Effect of the intensity and frequency of electromagnetic vibrations on refinement of primary silicon in Al—17%Si alloy. *Mater. Trans.* 2004. Vol. 45. No. 6. P. 1939—1943.
19. *Donii O., Narizhna T., Voron M., Berest D.* Influence of the external magnetic field on the structure and properties of the hypereutectic aluminum-silicon alloy. *Mater. Sci. Non-Equilibr. Phase Trans.* 2018. Vol. 4. No. 3. P. 79—82.
20. *Brodova I.G., Popel P.S., Eskin G.I.* Liquid metal processing: application to aluminium alloy production. N.Y.—London: Gordon&Breach, 2004.
21. *Quested P., Morrell R., Dinsdale A., Chapman L.* The measurement and estimation of density for selected liquid alloys. In: *Proc. of the 6-th Decennial Inter. Conf. on Solidification Processing* (Beaumont Estate, Old Windsor, UK, 25—28 July 2017). Liquid Metal Engineering Hub. 2017. P. 1—5.
22. *Никитин К.В., Финкельштейн А.Б., Чикова О.А., Тимошкин И.Ю.* Влияние структуры лигатуры AlSi20 на микроструктуру и вязкость модельного силумина Al—6%Si в твердом и жидком состояниях. *Известия вузов. Цветная металлургия.* 2013. No. 3. С. 51—57.
Nikitin K.V., Finkel'shtein A.B., Chikova O.A., Timoshkin I.Yu. Influence of the structure of the AlSi20 foundry alloy on the microstructure and viscosity of the Al—6% Si model silumin in solid and liquid states. *Russ. J. Non Ferr. Met.* 2013. Vol. 54. No. 4. P. 314—319.
23. *Никитин К.В., Никитин В.И., Тимошкин И.Ю., Кривопалов Д.С., Черников Д.Г.* Наследственное влияние структуры шихтовых металлов на плотность алюминиевых расплавов системы Al—Si. *Известия вузов. Цветная металлургия.* 2014. No. 6. С. 22—27.
Nikitin K.V., Nikitin V.I., Timoshkin I.Yu., Krivopalov D.S., Chernikov D. Hereditary influence of the structure of charge materials on the density of aluminum alloys of the

- Al—Si system. *Russ. J. Non-Ferr. Met.* 2015. Vol. 56. No. 1. P. 20—25.
24. *Никитин К.В., Никитин В.И., Тимошкин И.Ю., Кривопапов Д.С., Черников Д.Г.* Влияние структуры шихтовых заготовок, перегрева и времени выдержки расплавов на свойства сплавов Al—5мас.%Cu в жидком и твердом состояниях. *Известия вузов. Цветная металлургия.* 2015. No. 1. С. 33—38.
Nikitin K.V., Nikitin V.I., Timoshkin I.Yu., Krivopalov D.S., Chernikov D.G. Influence of the structure of charge billets, overheating, and holding time of melts on the properties of Al—5 wt % Cu alloys in liquid and solid states. *Russ. J. Non-Ferr. Met.* 2015. Vol. 56. No. 2. P. 165—170.
25. *Ри Э.Х., Ри Хосен, Дорофеев С.В., Якимов В.И.* Влияние облучения жидкой фазы наносекундными электромагнитными импульсами на ее строение, процессы кристаллизации, структурообразования и свойства литейных сплавов. Владивосток: Дальнаука, 2008.
Ri E.H., Ri Hosen, Dorofeev S.V., Yakimov V.I. Influence of irradiation of liquid phase by nanosecond electromagnetic pulses on its structure, crystallization processes, structure formation and properties of casting alloys. Vladivostok: Dal'nauka, 2008 (In Russ.).
26. *Гиршович Н.Г., Нехендзи Ю.А.* Затвердевание отливок / Затвердевание металлов: Тр. 2-го совещ. по теории литейных процессов. М.: Машгиз, 1958. С. 39—90.
Girshovich N.G., Nekhendzi Yu.A. Solidification of castings In: *Solidification of metals: Proc. 2-nd Century on the theory of casting processes.* Moscow: Mashgiz, 1958. P. 39—90 (In Russ.).