

**Е. И. Марукович, В. Ю. Стеценко**

*Институт технологии металлов Национальной академии наук Беларуси, Могилев, Беларусь*

## **НАНОСТРУКТУРНЫЕ ПРОЦЕССЫ ПРИ ПЛАВКЕ И ЛИТЬЕ СИЛУМИНОВ**

Существующие теории жидкого состояния, кристаллизации и модифицирования не позволяют определить наноструктурные физико-химические механизмы плавки и литья силуминов. Чтобы исследовать тонкую структуру этих процессов, необходимо считать расплав состоящим из термодинамически стабильных нанокристаллов фаз и бесструктурных атомизированных зон. В результате проведенных исследований показано, что плавка и литье силуминов являются сложными наноструктурными процессами. При плавке и литье доэвтектического силумина определяющую роль играют центры кристаллизации первичных кристаллов алюминия, нанокристаллы алюминия, растворенный и адсорбированный водород. Значение модификаторов сводится к поглощению растворенного водорода и интенсификации процесса коагуляции нанокристаллов алюминия в центры кристаллизации первичных кристаллов алюминия. В процессах плавки и литья эвтектического силумина главенствуют центры кристаллизации эвтектических кристаллов алюминия, растворенный и адсорбированный водород. Роль модифицирующего флюса сводится к образованию натриевой эмульсии, на которой происходит выделение пузырьков водорода при эвтектической кристаллизации. Это способствует разветвлению кристаллов алюминия и получению модифицированной эвтектической микроструктуры. В процессах плавки и литья заэвтектического силумина определяющее значение приобретают центры кристаллизации первичных кристаллов кремния, нанокристаллы кремния, растворенный и адсорбированный кислород. В этом случае роль модификаторов сводится к уменьшению концентрации адсорбированного кислорода и интенсификации процесса коагуляции нанокристаллов кремния в центры кристаллизации первичных кристаллов кремния.

*Ключевые слова:* плавка, литье, силумины, модифицирование, нанокристаллы, центры кристаллизации, наноструктурные процессы

**E. I. Marukovich, V. Y. Stetsenko**

*Institute of Technology of Metals of National Academy of Sciences of Belarus, Mogilev, Belarus*

## **NANOSTRUCTURAL PROCESSES AT MELTING AND MOULDING OF SILUMINS**

The existing theories of liquid state, crystallization and modifying don't allow determining nanostructural physical and chemical mechanisms of melting and casting of silumins. To research thin structure of these processes, it is necessary to consider fusion as consisting of thermodynamic stable nanocrystals of phases and unstructured atomized zones. As a result of the conducted researches it is shown that melting and casting of silumins are complicated nanostructural processes. During melting and casting of hypoeutectic silumin the determining role is played by centers of crystallization of primary crystals of aluminum, aluminum nanocrystals, the dissolved and adsorbed hydrogen. The role of modifiers comes down to absorption of dissolved hydrogen and an intensification of process of coagulation of nanocrystals of aluminum in the centers of crystallization of primary crystals of aluminum. At processes of melting and casting of eutectic silumin the major role is played by the centers of crystallization of the eutectic crystals of aluminum, the dissolved and adsorbed hydrogen. The role of the modifying flux comes down to formation of a sodium emulsion on which there is an allocation of bubbles of hydrogen in case of the eutectic crystallization. It promotes a branching of crystals of aluminum and receipt of the modified eutectic microstructure. At processes of melting and casting of hypereutectic silumin the determining role is played by the centers of crystallization of primary crystals of silicon, silicon nanocrystals, dissolved and adsorbed oxygen. In this case the role of modifiers comes down to reduction of concentration of the adsorbed oxygen and an intensification of process of coagulation of nanocrystals of silicon in the centers of crystallization of primary crystals of silicon.

*Keywords:* melting, casting, silumins, modifying, nanocrystals, centers of crystallization, nanostructural processes

**Введение и постановка задачи.** В настоящее время бóльшую часть отливок из цветных сплавов получают из алюминиево-кремниевых сплавов (силуминов). Они имеют отличные литейные свойства, относительно низкие удельный вес и стоимость. Основными недостатками силуминов являются невысокие механические свойства. Чтобы их повысить, используют процессы модифицирования микроструктуры отливок при их затвердевании. Для повышения механических

свойств доэвтектического силумина в основном применяют лигатуры на основе алюминия, содержащие кристаллы интерметаллида  $TiAl_3$ . Для модифицирования микроструктуры отливок из эвтектического силумина в основном применяют флюсы, содержащие  $NaCl$ . Чтобы повысить механические свойства заготовок заэвтектического силумина, необходимо измельчить относительно крупные первичные кристаллы кремниевой фазы. С этой целью в расплав при относительно высоком перегреве (1173 К) обычно вводят медную лигатуру, содержащую кристаллы фосфида меди  $Cu_3P$ .

Принято считать, что модифицирующие интерметаллиды  $TiAl_3$  в доэвтектическом силумине являются центрами кристаллизации (ЦК) первичных дендритов  $\alpha$ -фазы (алюминия). Установлено, что кристаллические решетки  $TiAl_3$  и алюминия не соответствуют принципу структурно-размерного соответствия Данкова – Конобеевского [1]. Принято считать, что модифицирующее действие  $NaCl$  определяется поверхностно-активными свойствами атомов натрия по отношению к ЦК эвтектического кремния. Но в этом случае они должны разрушаться по эффекту Ребиндера. Кроме этого известно, что натрий не растворим в жидком алюминии и не образует с ним никаких соединений. Поверхностное натяжение жидкого натрия значительно меньше, чем у жидкого алюминия. Поэтому в расплаве силумина натрий будет находиться в виде эмульсии и не проявлять поверхностно-активных свойств по отношению к ЦК кремния и алюминия. Общепринято считать, что модифицирующее действие  $Cu_3P$  определяется тем, что в расплаве заэвтектического силумина образуются кристаллы фосфида алюминия  $AlP$ , которые служат ЦК первичных кристаллов кремния. Рассмотрим реакцию получения  $AlP$ :



Стандартные энергии Гиббса при 1173 К для  $Cu_3P$ ,  $AlP$ ,  $Al$  и  $Cu$  соответственно равны:  $-235$  кДж/моль,  $-205$ ,  $-25$  и  $-30$  кДж/моль, а теплоты плавления  $Al$  и  $Cu$  –  $11$  и  $13$  кДж/моль соответственно [2]. Поэтому при 1173 К стандартная энергия Гиббса реакции (1) больше нуля. Таким образом, в расплаве заэвтектического силумина при модифицировании будут находиться только кристаллы  $Cu_3P$ . Они имеют гексагональную кристаллическую решетку с параметром  $a = 0,543$  нм [2]. Кремний имеет кристаллическую решетку типа алмаза с параметром  $a = 0,543$  нм [1]. Отсюда следует, что кристаллы  $Cu_3P$  не могут быть ЦК кристаллов первичного кремния, поскольку не удовлетворяют принципу структурно-размерного соответствия Данкова – Конобеевского. Поэтому с точки зрения общепринятой (классической) теории модифицирования не понятны механизмы воздействия модификаторов на микроструктуру отливок из силуминов. Задачей настоящего исследования является определение наноструктурных механизмов процессов плавки и литья силуминов.

**Методика исследования.** Теория модифицирования сплавов должна исходить из теории жидкого состояния. В настоящее время она недостаточно разработана и противоречива. Современные представления о металлической жидкости основаны на том, что расплав – однофазная жидкость, состоящая из атомов. Кроме того, они по непонятному (случайному) механизму периодически и с очень высокой частотой образуют достаточно сложные упорядоченные области – кластеры. Их строение очень близко к структурам кристаллических фаз сплава. Считается, что время жизни кластеров составляет  $10^{-10} \dots 10^{-11}$  с [4]. Такие крайне нестабильные структурные образования не могут быть ЦК фаз и иметь межфазную границу раздела «кластер – расплав». Поэтому классическая теория модифицирования в основном опирается на теорию гетерогенного зародышеобразования. В ней в качестве ЦК фаз выступают стабильные в расплаве интерметаллидные или неметаллические включения. Но такие представления не могут объяснить механизм их воздействия на микроструктуру отливок [1]. Чтобы понять процессы, происходящие при затвердевании сплавов, необходимо знать, что происходило до начала их кристаллизации. Для этого будем считать расплав состоящим из термодинамически стабильных (равновесных) нанокристаллов фаз и бесструктурных атомизированных зон. В пользу таких представлений о структуре расплавов свидетельствуют следующие аргументы.

1. Между жидким и твердым кристаллическими состояниями должна быть наследственная структурная связь. Это означает, что в расплаве должны стабильно существовать как минимум элементарные ячейки фаз.

2. Центрифугирование жидкого силумина, содержащего 7,7 % кремния, свидетельствует о существовании в расплаве стабильных нанокристаллов. Их размер при 973 К в среднем составлял 4,5 нм, а при 1123 К уменьшался до 3,0 нм [5].

3. Установлено, что при плавлении металлов может атомизироваться в среднем только 3 % ионов [6]. В результате уменьшается количество свободных электронов, что ослабляет металлическую связь. Это приводит к тому, что микрокристаллы распадаются на нанокристаллы и образуются бесструктурные атомизированные зоны. Они обеспечивают расплаву высокие реологические свойства.

4. Процессы адсорбции, связанные с газонасыщением расплава, его дегазацией и действием поверхностно-активных элементов, требуют стабильных межфазных границ раздела.

5. Для обеспечения принципа структурно-размерного соответствия Данкова – Конобеевского необходимо, чтобы при кристаллизации существовали ЦК, состоящие из нанокристаллов фаз.

6. Правило фаз с учетом лапласовского давления доказывает, что расплав металла должен состоять из двух равновесных фаз: нанокристаллов и разупорядоченных зон [6].

7. Термодинамика и кинетика формирования дендритов алюминия при высоких скоростях затвердевания доэвтектического силумина требует, чтобы основными строительными структурными элементами процесса кристаллизации были не атомы, а нанокристаллы алюминия.

8. Прямые дифракционные исследования и эксперименты по малоугловому рассеянию рентгеновских лучей и нейтронов доказывают, что в расплавах довольно долго (стабильно) существуют кристаллические наноструктурные образования фаз (нанокристаллы). Например, в жидком алюминии радиус нанокристаллов алюминия составляет 1,9...2,2 нм [5].

9. Высокая устойчивость нанокристаллов фаз в расплаве кинетически обеспечивается за счет относительно низких значений удельной межфазной поверхностной энергии. Ее значение для нанокристаллов алюминия дисперсностью 4 нм составляет 0,79 мДж/м<sup>2</sup> [6].

10. При плавлении металлов их коэффициенты диффузии (самодиффузии) скачкообразно увеличиваются в 1000...10 000 раз [5]. Соответственно во столько же раз возрастают потоки веществ. Это свидетельствует о том, что в расплавах происходит кооперативный, нанокристаллический перенос веществ, а основными структурными единицами являются не атомы, а нанокристаллы.

Исходя из того что расплавы в основном состоят из нанокристаллов фаз и бесструктурных атомизированных зон, можно исследовать и понять процессы плавки и литья силуминов. Их плавка включает расплавление сплава и перегрев расплава, а литье – процессы охлаждения, модифицирования и кристаллизации фаз.

**Результаты и их обсуждение.** При плавлении доэвтектического силумина происходит распад первичных дендритов алюминия ( $Al_n^d$ ) на их центры кристаллизации ( $Al_n^c$ ), нанокристаллы ( $Al^h$ ) и атомы алюминия ( $Al^a$ ) по реакции



При перегреве расплава и его взаимодействии с парами воды  $H_2O$  атмосферы воздуха происходит следующая реакция [1]:



Растворенный водород диффундирует в бесструктурные зоны расплава, а затем адсорбируется на центрах кристаллизации алюминиевых дендритов. Алюминий образует гидриды с водородом, поэтому водород адсорбируется на  $Al_n^c$ . При достижении определенной концентрации адсорбированного водорода  $Al_n^c$  распадаются по эффекту Ребиндера на  $m$  более мелких нанокристаллов по следующей реакции:



Известно, что с повышением перегрева силуминового расплава концентрация растворенного водорода увеличивается. Между ним и адсорбированным водородом существует термодинамическое равновесие. Поэтому с возрастанием перегрева количество адсорбированного водорода

будет увеличиваться, а концентрация  $Al_n^H$  – уменьшаться. В итоге структура затвердевшего доэвтектического силумина становится крупнокристаллической.

При охлаждении расплава силумина концентрация растворенного водорода снижается вследствие протекания следующей реакции:



Соответственно будет уменьшаться концентрация адсорбированного водорода, который препятствует коагуляции нанокристаллов алюминия в ЦК. В результате активизируется процесс образования  $Al_n^H$  по следующей реакции:



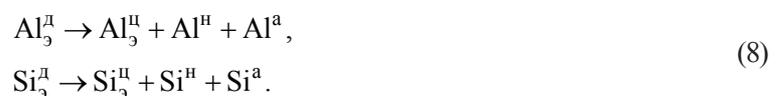
В результате структура отливок доэвтектического силумина становится мелкокристаллической. Реакции дегазации и десорбции водорода протекают достаточно медленно. Наибольший эффект достигается при длительном выстаивании расплава силумина вблизи температуры ликвидус. В реальных условиях литья охлаждение расплава происходит достаточно быстро. Существенно понизить концентрацию растворенного водорода до начала затвердевания не удается. В итоге в процессе первичной кристаллизации участвует сравнительно небольшое количество ЦК. Это приводит к укрупнению первичных дендритов алюминия в отливке доэвтектического силумина.

Для модифицирования микроструктуры отливок из доэвтектического силумина в перегретый до определенной температуры расплав добавляют в относительно небольших количествах лигатуру, содержащую кристаллы интерметаллида  $TiAl_3$ . Их действие сводится к поглощению растворенного водорода и снижению его концентрации в расплаве [1]. Это приводит к усилению процессов коагуляции нанокристаллов алюминия в  $Al_n^H$  и их количество возрастает. Известно, что кристаллы интерметаллида  $TiAl_3$  имеют определенное время живучести. При его превышении они дезактивируются (насыщаются) водородом и эффективность процесса модифицирования существенно снижается. Вследствие затвердевания расплава доэвтектического силумина, обработанного кристаллами интерметаллида  $TiAl_3$  в течение времени их живучести, структура отливок становится мелкозернистой. После модифицирующей обработки расплава его первичная кристаллизация происходит по следующей реакции:



После добавления в жидкий доэвтектический силумин относительно большого количества модифицирующей лигатуры процесс снижения концентрации адсорбированного водорода значительно ускоряется. В результате существенно возрастает интенсивность коагуляции нанокристаллов алюминия. Это приводит к укрупнению  $Al_n^H$  и снижению их количества в расплаве. После его затвердевания структура отливок становится крупнокристаллической. Происходит так называемый процесс перемодифицирования.

При рентгеноструктурном исследовании жидкого эвтектического силумина и его сверхбыстрой закалке силициды кремния не обнаружены, в расплаве фиксировались области чистого кремния [7]. Поэтому будем считать, что выше температуры ликвидус существуют в основном нанокристаллы кремния и алюминия. В процессе плавления эвтектического силумина происходит распад эвтектических дендритов алюминия ( $Al_3^D$ ) и кремния ( $Si_3^H$ ) на их центры кристаллизации ( $Al_3^H, Si_3^H$ ), нанокристаллы ( $Al^H, Si^H$ ) и атомы алюминия и кремния ( $Al^a, Si^a$ ) по следующим реакциям:



При перегреве расплава и его взаимодействии с парами воды  $H_2O(g)$  атмосферы воздуха происходит реакция (3). Растворенный водород диффундирует в бесструктурные зоны расплава,

а затем адсорбируется на центрах кристаллизации алюминиевых дендритов. При достижении определенной концентрации адсорбированного водорода  $Al_3^H$  распадаются по эффекту Ребиндера на  $m$  более мелких нанокристаллов по следующей реакции:



В результате количество ЦК алюминиевых дендритов уменьшается. Известно, что с повышением перегрева силуминового расплава концентрация растворенного водорода увеличивается. Между ним и адсорбированным водородом существует термодинамическое равновесие. Поэтому с возрастанием перегрева количество адсорбированного водорода будет увеличиваться, а концентрация  $Al_3^H$  – уменьшаться. При охлаждении расплава силумина концентрация растворенного водорода снижается вследствие протекания реакции (5). Соответственно будет уменьшаться концентрация адсорбированного водорода. В итоге активизируется коагуляция нанокристаллов алюминия и увеличивается количество  $Al_3^H$  по следующей реакции:



Реакции дегазации и десорбции водорода протекают достаточно медленно. Наибольший эффект достигается при длительном выстаивании расплава силумина вблизи температуры ликвидус. В реальных условиях литья охлаждение расплава происходит достаточно быстро. Существенно понизить концентрацию растворенного водорода до начала затвердевания не удастся. В результате в эвтектической кристаллизации участвует относительно меньшее количество ЦК. При этом из расплава выделяется почти весь растворенный водород, который попал туда при перегреве. Пузырьки водорода будут выделяться на кристаллизующихся дендритах фаз, в основном на  $Al_3^H$  [1]. Этот процесс препятствует разветвлению дендритов ведущей фазы, что соответственно приводит к получению немодифицированной эвтектической микроструктуры.

Для модифицирования микроструктуры отливок из эвтектического силумина в перегретый до определенной температуры расплав замешивают в относительно небольших количествах флюс, содержащий кристаллы NaCl. При этом в жидком металле образуются микропузырьки  $AlCl_3$  и жидкий натрий. Последний диспергируется в эмульсию, что подтверждается существенным повышением вязкости жидкого силумина [8]. Микропузырьки  $AlCl_3$  производят частичную дегазацию расплава от водорода. При этом интенсифицируются процессы коагуляции нанокристаллов и увеличивается количество ЦК. При эвтектическом превращении растворенный водород будет выделяться на натриевой эмульсии [1]. В результате начинают активно разветвляться дендриты алюминия и кремния, что приводит к получению модифицированной микроструктуры. После модифицирующей обработки расплава эвтектического силумина его кристаллизация происходит по следующим реакциям:



Натриевая эмульсия обладает относительно малым временем живучести. Она разрушается под действием адсорбированного водорода по эффекту Ребиндера.

При рентгеноструктурном исследовании расплавов заэвтектического силумина установлено существование областей чистого кремния [7]. Это можно объяснить тем, что в процессе плавления заэвтектического силумина происходит распад первичных кристаллов кремния ( $Si_n^K$ ) на их центры кристаллизации ( $Si_n^H$ ), нанокристаллы ( $Si^H$ ) и атомы кремния ( $Si^a$ ) по следующей реакции:

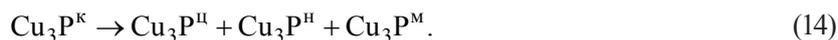


Известно, что увеличение в силумине концентрации кремния повышает в расплаве содержание кислорода [1]. Поскольку образование оксида кремния в жидком алюминиево-кремниевом

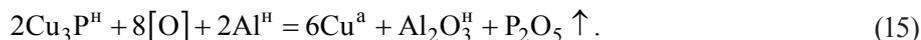
сплаве термодинамически затруднительно, то следует полагать, что основное повышение кислорода в расплаве заэвтектического силумина происходит за счет адсорбции  $\text{Si}_n^{\text{II}}$  и  $\text{Si}^{\text{H}}$  атомарного кислорода. Это подтверждают термодинамические расчеты [9]. При перегреве расплава и его взаимодействии с парами воды  $\text{H}_2\text{O}(\text{г})$  воздушной атмосферы происходит реакция (3). Растворенный кислород диффундирует в бесструктурные зоны расплава, а затем адсорбируется в первую очередь на центрах кристаллизации первичного кремния. Достигнув определенной концентрации адсорбированного кислорода,  $\text{Si}_n^{\text{II}}$  распадаются по эффекту Ребиндера на  $m$  более мелких нанокристаллов по следующей реакции:



В результате концентрация  $\text{Si}_n^{\text{II}}$  в расплаве уменьшается и структура отливок заэвтектического силумина становится крупнокристаллической. Между растворенным и адсорбированным кислородом существует термодинамическое равновесие. В процессе снижения концентрации растворенного кислорода уменьшается концентрация адсорбированного кислорода. Этому способствует обработка расплава заэвтектического силумина при температуре 1173 К фосфористой медью, содержащей в среднем 10 % Р (МФ1). В ней кристаллы  $\text{Cu}_3\text{P}$  входят в состав эвтектики, которая плавится при температуре 987 К [3]. При плавлении фосфористой меди кристаллы  $\text{Cu}_3\text{P}^{\text{K}}$  распадаются на их центры кристаллизации ( $\text{Cu}_3\text{P}^{\text{II}}$ ), нанокристаллы ( $\text{Cu}_3\text{P}^{\text{H}}$ ), молекулы ( $\text{Cu}_3\text{P}^{\text{M}}$ ) по следующей реакции:



В основном (более 90 %) это нанокристаллы  $\text{Cu}_3\text{P}^{\text{H}}$ . В перегретом расплаве заэвтектического силумина они взаимодействуют с растворенным кислородом и нанокристаллами алюминия ( $\text{Al}^{\text{H}}$ ) по следующей реакции:



Газообразный  $\text{P}_2\text{O}_5$  легко удаляется от фронта реакции, что, по принципу Ле Шателье, существенно сдвигает течение реакции (15) вправо и увеличивает ее выход. Модифицирующие нанокристаллы  $\text{Cu}_3\text{P}^{\text{H}}$  уменьшают концентрацию растворенного и соответственно адсорбированного кислорода. Это активизирует процесс коагуляции нанокристаллов кремния в  $\text{Si}_n^{\text{II}}$  по следующей реакции:



В результате концентрация  $\text{Si}_n^{\text{II}}$  возрастает и первичная структура заэвтектического силумина становится мелкокристаллической. Модифицирующие нанокристаллы  $\text{Cu}_3\text{P}^{\text{H}}$  способствуют также увеличению центров кристаллизации эвтектических дендритов кремния. Но их формирование в эвтектике в основном зависит от ведущей фазы – эвтектических дендритов алюминия. На их ЦК адсорбция кислорода затруднена [9]. Поэтому фосфористая медь не модифицирует эвтектику заэвтектического силумина, а только его первичную структуру. Известно, что в расплаве заэвтектического силумина лигатура, содержащая фосфид меди, имеет определенное время живучести. При его превышении количество нанокристаллов  $\text{Cu}_3\text{P}^{\text{H}}$  существенно уменьшается и эффективность процесса модифицирования значительно снижается. При затвердевании расплава заэвтектического силумина, обработанного фосфористой медью в течение времени их живучести, первичная кристаллизация происходит по следующей реакции:



После добавления в жидкий заэвтектический силумин относительно большого количества модифицирующей лигатуры процесс снижения концентрации адсорбированного кислорода значительно ускоряется. В результате существенно возрастает интенсивность коагуляции нанокристаллов кремния. Это приводит к укрупнению  $\text{Si}_n^{\text{II}}$  и снижению их количества в расплаве. После

его затвердевания структура отливок становится крупнокристаллической. Происходит так называемый процесс перемодифицирования.

**Заключение.** В процессах плавки и литья доэвтектического силумина определяющую роль играют центры кристаллизации первичных дендритов алюминия, нанокристаллы алюминия, растворенный и адсорбированный водород. Значение модифицирующих кристаллов интерметаллида  $TiAl_3$  сводится к поглощению растворенного водорода и интенсификации процесса коагуляции нанокристаллов алюминия в центры кристаллизации первичных дендритов алюминия. В процессах плавки и литья эвтектического силумина главенствуют центры кристаллизации эвтектических дендритов алюминия, нанокристаллы алюминия, растворенный и адсорбированный водород. Роль модифицирующего флюса сводится к образованию натриевой эмульсии. На ней происходит выделение пузырьков водорода при эвтектической кристаллизации. Это способствует разветвлению дендритов и получению модифицированной микроструктуры силумина. В процессах плавки и литья заэвтектического силумина определяющее значение приобретают ЦК первичных кристаллов кремния, нанокристаллы кремния, растворенный и адсорбированный кислород. В этом случае роль модифицирующих кристаллов  $Cu_3P$  сводится к уменьшению концентрации адсорбированного кислорода и интенсификации процесса коагуляции нанокристаллов кремния в центры кристаллизации первичных кристаллов кремния.

#### Список использованных источников

1. Марукович, Е. И., Модифицирование сплавов / Е. И. Марукович, В. Ю. Стеценко. – Минск: Беларус. навука, 2009. – 192 с.
2. Кубашевский, О. Metallurgical thermochemistry / О. Кубашевский, С. Б. Олкокк. – М.: Metallurgiya, 1982. – 392 с.
3. Двойные и многокомпонентные системы на основе меди : справочник / М. Е. Дриц [и др.] ; отв. ред. Н. Х. Абрикосов. – М.: Наука, 1979. – 248 с.
4. Исходные расплавы как основа формирования структуры и свойств алюминиевых сплавов / И. Г. Бродова [и др.]. – Екатеринбург: УрО РАН, 2005. – 370 с.
5. Ершов, Г. С. Высокопрочные алюминиевые сплавы из вторичного сырья / Г. С. Ершов, Ю. Б. Бычков. – М.: Metallurgiya, 1979. – 192 с.
6. Стеценко, В. Ю. Кластеры в жидких металлах – стабильные нанокристаллы / В. Ю. Стеценко // Литье и металлургия. – 2015. – № 2. – С. 33–35.
7. Залкин, В. М. Природа эвтектических сплавов и эффект контактного плавления / В. М. Залкин. – М.: Metallurgiya, 1987. – 152 с.
8. Строганов, Г. Б. Сплавы алюминия с кремнием / Г. Б. Строганов, В. А. Ротенберг, Г. Б. Гершман. – М.: Metallurgiya, 1977. – 272 с.
9. Стеценко, В. Ю. Определение механизмов литья алюминиево-кремниевых сплавов с высокодисперсной и инвертированной микроструктурой / В. Ю. Стеценко // Литье и металлургия. – 2013. – № 2. – С. 22–29.

#### References

1. Marukovich E. I., Stecenko V. Y. *Modifying of alloys*. Minsk, Belaruskaya navuka Publ., 2009. 192 p. (in Russian).
2. Kubashevskij O., Olkock K. B. *Metallurgical thermochemistry*. Moscow, Metallurgiya Publ., 1982. 392 p. (in Russian).
3. Drits M. E., Bochvar N. R., Guzei L. S., Abrikosov N. Kh. (ed.). *Double and multicomponent systems on the basis of copper. Reference book*. Moscow, Nauka Publ., 1979. 248 p. (in Russian).
4. Brodova I. G., Popel' P. S., Barbin N. M., Vatolin N. A. *Initial fusions as the basis of formation of structure and properties of aluminum alloys*. Ekaterinburg, The Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, 2005. 370 p. (in Russian).
5. Ershov G. S., Bychkov Y. B. *High-strength aluminum alloys from secondary raw materials*. Moscow, Metallurgiya Publ., 1979. 192 p. (in Russian).
6. Stecenko V. Y. Clusters in liquid metals – stable nanocrystals. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2015, no. 2, pp. 33–35 (in Russian).
7. Zalkin V. M. *Nature of eutectic alloys and effect of contact melting*. Moscow, Metallurgiya Publ., 1987. 152 p. (in Russian).
8. Stroganov G. B., Rotenberg V. A., Gershman G. B. *Aluminum alloys with silicon*. Moscow, Metallurgiya Publ., 1977. 272 p. (in Russian).
9. Stecenko V. Y. Definition of mechanisms of molding of aluminum-silicon alloys with high-disperse and inverted microstructure. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2013, no. 2, pp. 22–29 (in Russian).

### Информация об авторах

*Марукович Евгений Игнат'евич* – академик Национальной академии наук Беларуси, доктор технических наук, заведующий отделом, Институт технологии металлов Национальной академии наук Беларуси (ул. Бялыницкого-Бирули, 11, 212030, Могилев, Республика Беларусь). E-mail: info@itm.by

*Стеценко Владимир Юзефович* – кандидат технических наук, заведующий лабораторией, Институт технологии металлов Национальной академии наук Беларуси (ул. Бялыницкого-Бирули, 11, 212030, Могилев, Республика Беларусь). E-mail: lms@itm.by

### Для цитирования

Марукович, В. И. Наноструктурные процессы при плавке и литье силуминов / В. И. Марукович, В. Ю. Стеценко // Вест. Нац. акад. наук Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. – 2017. – № 2. – С. 15–22.

### Information about the authors

*Marukovich Evgeny Ignat'evich* – Academician of the National Academy of Sciences of Belarus, D. Sc. (Engineering), Head of the Department, Institute of Technology of Metals of the National Academy of Sciences of Belarus (11, Bialynitski-Birulia Str., 212030, Mogilev, Republic of Belarus). E-mail: info@itm.by

*Stetsenko Vladimir Yuzefovich* – Ph. D. (Engineering), Head of the Laboratory, Institute of Technology of Metals of the National Academy of Sciences of Belarus (11, Bialynitski-Birulia Str., 212030, Mogilev, Republic of Belarus). E-mail: lms@itm.by

### For citation

Marukovich E. I., Stetsenko V. Y. Nanostructural processes at melting and moulding of silumins. *Vestsi Natsyyanal'nai akademii navuk Belarusi. Seryya fizika-technichnykh navuk* [Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series], 2017, no. 2, pp. 15– 22 (in Russian).