

1,5–5,0 Si, фазовый состав, химический состав алюминиевого твердого раствора и интерметаллидных фаз.

2. Экспериментальная проверка термодинамических расчетов показала удовлетворительную сходимость расчетных и экспериментальных значений концентраций легирующих элементов в алюминиевом твердом растворе, а также возможность качественной оценки фазового состава сплавов исследованных систем.

3. Установлено, что максимально легированный алюминиевый твердый раствор при температурах вблизи солидуса сплавов системы Al–Cu–Zn–Mg–

Fe–Si–(Mn) можно получить при соотношении концентраций железа и кремния $Fe/Si = 0,5$.

ЛИТЕРАТУРА

1. Алиева С.Г., Альтман М.Б., Амбарцумян С.М. Промышленные алюминиевые сплавы. М.: Металлургия, 1984.
2. Золоторевский В.С., Белов Н.А. Металловедение литейных алюминиевых сплавов. М.: МИСИС, 2005.
3. Металловедение алюминия и его сплавов: Справ. рук-во / Под ред. И.Н. Фридляндера. М.: Металлургия, 1971.

УДК 669.715

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ ЛИГАТУРЫ AlSi20 НА МИКРОСТРУКТУРУ И ВЯЗКОСТЬ МОДЕЛЬНОГО СИЛУМИНА Al–6%Si В ТВЕРДОМ И ЖИДКОМ СОСТОЯНИЯХ

© 2013 г. К.В. Никитин, А.Б. Финкельштейн, О.А. Чикова, И.Ю. Тимошкин

Самарский государственный технический университет (СамГТУ), г. Самара
Уральский федеральный университет (УрФУ)
им. первого Президента России Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург

Исследовано влияние структуры исходных шихтовых сплавов Al–20мас.%Si на их структуру после однократного переплава и кристаллизации с одинаковой скоростью охлаждения 20 °С/с. Установлено, что структурная информация от исходных шихтовых сплавов устойчиво сохраняется и транслируется в системе «твердое–жидкое–твердое». Вискозиметрическое изучение расплавов, полученных из крупно- и мелкокристаллических шихтовых сплавов в режиме нагрева до 1350 °С и последующего охлаждения, подтвердило вывод о том, что расплавы являются трансляторами структурной информации. Установлено, что температура ветвления (гистерезис) политерма вязкости (t_p) в режимах нагрева и охлаждения для расплава из крупнокристаллического шихтового сплава составляет 1100 °С, а из мелкокристаллического шихтового сплава – 1000 °С. Отмечено, что во втором случае вязкость в режиме охлаждения ниже t_p характеризуется повышенными значениями, а ветвь политермы имеет более крутое восхождение. Полученные результаты свидетельствуют в пользу использования специальных способов обработки шихтовых металлов с целью закладки в них положительной структурной информации. Применение данного подхода наиболее целесообразно при получении лигатур на основе алюминия.

Ключевые слова: исходный шихтовый сплав Al–20мас.%Si, микроструктура, кристаллы первичного кремния, расплав, вязкость, структурная информация, гетерогенность, полидисперсность, монодисперсность, лигатуры.

Никитин К.В. – канд. техн. наук, доцент кафедры литейных и высокоэффективных технологий СамГТУ (443100, г. Самара, ул. Молодогвардейская, 244). Тел.: (846) 333-61-01. E-mail: kvn-6411@mail.ru.

Финкельштейн А.Б. – докт. техн. наук, доцент кафедры литейного производства и упрочняющих технологий УрФУ (620002, г. Екатеринбург, пр. Мира, 19). E-mail: avinkel@mail.ru.

Чикова О.А. – докт. физ.-мат. наук, профессор кафедры физики УрФУ. Тел.: (343) 375-44-56. E-mail: chik63@mail.ru.

Тимошкин И.Ю. – инженер кафедры литейных и высокоэффективных технологий СамГТУ. Тел.: (846) 333-61-01.

The effect of the structure of initial charging Al–20wt.%Si alloys on their structure after single remelting and crystallization at equal cooling rate of 20 °C/sec has been investigated. It is found that the structural information from initial charging alloys is steadily saved and transmitted in the «solid–liquid–solid» system. Viscosimetric study of the melts produced from large- and fine-crystalline charging alloys at heating to 1350 °C and subsequent cool-down has confirmed the conclusion that the melts are translators of the structural information. It is found that the temperature of viscosity polyterm branching (hysteresis) (t_h) at the conditions of heating and cool-down for the melt from coarse-crystalline charging alloy is 1100 °C and that from fine-crystalline charging alloy is 1000 °C. It is noted that in the second case and at cool-down lower than t_h the viscosity is characterized by elevated values and the polyterm branch has steeper climb. The obtained results testify in favor of using special procedures of charging metal processing for the purpose of embedding the positive structural information into them. Application of this approach is mostly expedient in producing aluminum based foundry alloys.

Key words: initial charging Al–20wt.%Si alloy, microstructure, primary silicon crystals, melt, viscosity, structural information, heterogeneity, polymolecularity, monomolecularity, foundry alloys.

Известно, что структура исходных шихтовых металлов наследуется в системе «твердое—жидкое—твердое» и может оказывать как положительное, так и отрицательное влияние на физические, технологические и механические свойства сплавов и литых изделий из них [1]. В связи с этим проведение исследований, направленных на выявление механизмов закладки, усиления и трансляции положительной структурной информации от шихтовых сплавов (ШС) к литым изделиям, является актуальной научно-практической задачей. В работах [1–7] показано, что применение специальных способов обработки шихтовых материалов в твердом, жидком и кристаллизующемся состояниях позволяет устранять отрицательное или усиливать положительное влияние структуры на механические свойства некоторых алюминиевых сплавов.

Расплавы силуминов сохраняют микронеоднородное состояние в широком интервале перегревов над температурами ликвидуса [2–4]. Наиболее существенные структурные перестройки в них наблюдаются лишь после нагрева выше температуры гистерезиса (t_h) [3, 4, 7]. Величина t_h для сплавов с одинаковым химическим составом, но разной структурой может изменяться в достаточно широких пределах. Информацию о структурных перестройках, происходящих в расплавах, можно получить из результатов, например, вискозиметрического эксперимента [8, 9]. Согласно [10, 11], расхождение температурных зависимостей вязкости в режимах нагрева и охлаждения (гистерезис) свидетельствует о необратимых изменениях в структуре жидкого металла. Результаты многочисленных исследований показывают, что перегрев расплавов силуминов выше определенных для каждого состава температур t_h приводит к получению модифицированной структуры литого металла [11, 12]. С повышением концентрации кремния степень наследственного влияния

структуры силуминов в системе «твердое—жидкое—твердое» должна увеличиваться.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

В Центре литейных технологий СамГТУ исследовали влияние скоростей охлаждения на размерно-количественные параметры структуры сплава Al–20мас.%Si. В печи сопротивления готовили сплав с применением алюминия марки А5 и кристаллического кремния марки Кр0 (фракция 5 мм). Расплав алюминия перегревали до $t = 850 \pm 10$ °C и порционно вводили предварительно подогретый до 100 °C кремний. После визуального усвоения всего количества кремния расплав перемешивали и выдерживали в течение 30 мин. Далее осуществляли рафинирование флюсом МХ3 (52–57 % NaCl, 30–35 % KCl, 10–15 % Na₂SiF₆) и дегазацию таблетированным препаратом «Дегазер» (на основе C₂Cl₆), выдерживали 10 мин, снимали шлак, перемешивали расплав и порционно разливали в специальные формы, моделируя различные скорости охлаждения ($v_{\text{охл}}$) (табл. 1).

После проведения металлографического анализа одинаковые навески (400 г) модельных сплавов расплавляли в графитовом тигле печи сопротивления. Во всех экспериментах расплавы перегревали до одинаковой температуры 730 ± 5 °C и выдерживали в течение 10 мин. Общая продолжительность плавок в опытах с момента загрузки до момента заливки составляла 30 мин. Заливку осуществляли в кокиль по варианту 4, получая слитки диаметром 30 мм и длиной 180 мм. Скорость охлаждения при этом составляла ~ 20 °C/с. Далее слитки разрезали пополам в поперечном сечении для металлографического анализа структуры сплавов после переплава. Металлографический анализ выполняли с применением программно-аппаратного комплекса SIAMS-700.

Таблица 1

Способы кристаллизации шихтового сплава Al–20мас.%Si

Способ	Материал литейной формы и температура формы ($t_{\text{ф}}$) перед заливкой расплава	Форма шихтовой заготовки	$\nu_{\text{охл}}$, °C/c
1	Графитовый тигель в песчаной засыпке ($t_{\text{ф}} = 200$ °C)	Слиток \varnothing 30 мм длиной 180 мм	$\sim 0,2 \pm 0,5$
2	Графитовый тигель в песчаной засыпке ($t_{\text{ф}} = 50$ °C)	То же	$\sim 0,8 \pm 1,0$
3	Чугунная изложница ($t_{\text{ф}} = 20$ °C)	Пластина толщиной 20 мм	$\sim 5,0$
4	Кокиль ($t_{\text{ф}} = 20$ °C)	Слиток \varnothing 30 мм длиной 180 мм	$\sim 20,0$
5	Водоохлаждаемый кристаллизатор (расход воды 3 л/с)	То же	$\sim 60,0$
6	Водоохлаждаемый кристаллизатор (расход воды 15 л/с)	То же	$\sim 10^2$
7	Водоохлаждаемый валковый кристаллизатор	Лента толщиной 1,5–2,0 мм	$\sim 10^3$

Вискозиметрические исследования проводили в Исследовательском центре физики металлической жидкости УрФУ (г. Екатеринбург) в режиме нагрева и последующего охлаждения образцов из сплавов 3 и 7 (см. табл. 1). Таким образом, вязкость определяли на образцах сплавов, прошедших предварительную кристаллизацию в литейных формах, т.е. во втором поколении. Вязкость измеряли методом затухающих крутильных колебаний тигля с расплавом [8, 9]. Опыты выполняли на уникальном высокотемпературном автоматизированном вискозиметре, позволяющем проводить прецизионные измерения [13]. В экспериментах использовались тигли из BeO. Непосредственно перед измерением в вискозиметре образец расплавляли при остаточном давлении менее 1 Па и $t = 700$ °C и выдерживали в этих условиях 1 ч. Затем запускали гелий и проводили измерения вязкости расплава. Изотермические выдержки в точках отсчета составляли не менее 15 мин. Погрешность определения значений кинематической вязкости не превышала 3 %.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

В табл. 2 представлены результаты металлографических исследований структуры шихтовых сплавов (ШС) Al–20мас.%Si до и после их переплава. Влияние скорости охлаждения расплавов на размерно-количественные параметры кристаллов первичного кремния ($\text{Si}_{\text{п}}$) показано на рис. 1. Видно, что с увеличением $\nu_{\text{охл}}$ количество кремниевых кристаллов растет, а их размер уменьшается, причем наиболее резкое изменение указанных параметров происходит при повышении $\nu_{\text{охл}}$ на порядок.

После переплава ШС с различными структурными параметрами и их кристаллизации с посто-

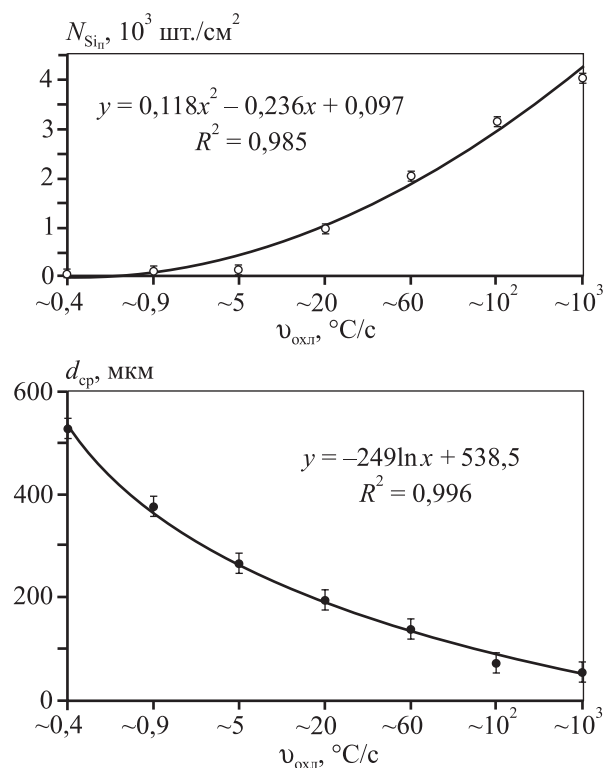


Рис. 1. Влияние скорости охлаждения расплавов при кристаллизации на структуру исходных ШС Al–20мас.%Si

$N_{\text{Si}_{\text{п}}}$ – количество кристаллов $\text{Si}_{\text{п}}$; $d_{\text{ср}}$ – их средний размер

янной скоростью охлаждения (20 °C/c) отмечается следующая устойчивая закономерность: после однократного переплава ШС, закристаллизованных при получении с $\nu_{\text{охл}} < 20$ °C/c (сплавы 1–3), размер кристаллов кремния уменьшается, а их количество увеличивается (см. табл. 2, рис. 2). После однократного переплава ШС, закристаллизованных при получении с $\nu_{\text{охл}} > 20$ °C/c (сплавы 5–7), характер зависимости меняется на противоположный: размеры

Таблица 2

Влияние структуры исходных шихтовых сплавов Al–20мас.%Si на структуру сплавов после однократного переплава

Способ кристаллизации исходных ШС (см. табл. 1)	Параметры структуры	
	Средний размер кристаллов $Si_{п}$, мкм	Количество кристаллов, шт/см ²
1	529	70
	385	120
2	378	130
	274	210
3	267	160
	202	220
4	197	980
	170	1570
5	140	2060
	143	1940
6	73	3150
	94	2530
7	58	4025
	82	2776

Примечание. В числителе – до переплава, в знаменателе – после ($\nu_{охл} \sim 20 \text{ }^\circ\text{C}/\text{c}$).

$Si_{п}$ возрастают, а их количество снижается. Однако в переплавах, которые были получены из сплавов 5–7, средние размеры $Si_{п}$ меньше, а их количество больше по сравнению с переплавами сплавов 1–3.

Таким образом, переплав мелкокристаллической шихты и ее кристаллизация при пониженных значениях $\nu_{охл}$, по отношению к исходным, вызывает незначительную потерю положительной структурной информации. Переплав крупнокристаллической шихты и ее кристаллизация с повышенными $\nu_{охл}$, по отношению к исходным, способствует частичной потере отрицательной и приобретению положительной структурной информации.

Полученные результаты еще раз подтверждают тезис о частичном сохранении и трансляции структурной (наследственной) информации в системе «твердое–жидкое–твердое» [1, 14].

В этой связи представляют интерес результаты вискозиметрического исследования расплавов, полученных из шихтовых сплавов 3 и 7, в диапазоне температур 700–1350 °C (рис. 3).

В обоих случаях установлено расхождение политерм вязкости в режимах нагрева и последующего

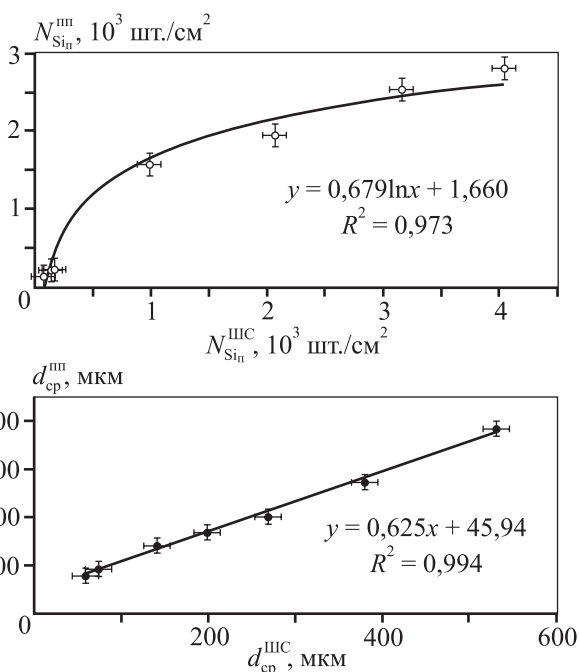


Рис. 2. Наследственное влияние структуры ШС Al–20мас.%Si на структуру сплавов после однократного переплава и кристаллизации с $\nu_{охл} \sim 20 \text{ }^\circ\text{C}/\text{c}$

$N_{Si}^{шс}$ и $d_{cp}^{шс}$ – количество кристаллов Si и их средний размер в шихтовом сплаве

N_{Si}^{nn} и d_{cp}^{nn} – после переплава ($\nu_{охл} \sim 20 \text{ }^\circ\text{C}/\text{c}$)

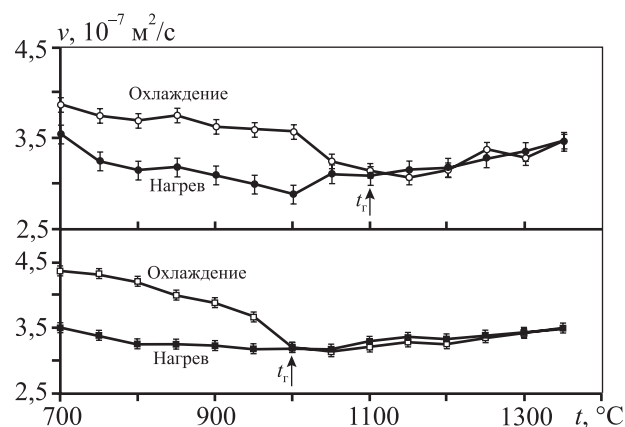


Рис. 3. Температурные зависимости кинематической вязкости расплавов Al–20мас.%Si

а – из крупнокристаллического шихтового сплава 3

б – из мелкокристаллического шихтового сплава 7

охлаждения образцов. Участки политерм в режиме охлаждения ниже t_t располагаются над политермами в режиме нагрева. Подобные особенности были отмечены при вискозиметрических исследованиях расплава Al–20мас.%Si, полученного из химически чистых компонентов (алюминия А999 и кремния полупроводниковой чистоты) [15], а также для жид-

ких заэвтектических силуминов с близким содержанием кремния [16, 11].

Обращает внимание ошутимое влияние структуры исходных шихтовых сплавов на характер изменения вязкости расплавов в режимах нагрева и охлаждения. Так, температура гистерезиса для расплава из крупнокристаллического ШС составляет 1100 °С (см. рис. 3, а). Наличие t_f и совпадающих участков политерма выше точки ветвления должно свидетельствовать о переходе расплава в микрооднородное состояние. Однако немонотонный характер изменения вязкости в режиме охлаждения ниже t_f показывает, что расплав сохранил свое микрооднородное состояние даже после перегрева до 1350 °С.

При перегреве расплава, полученного из мелкокристаллического ШС, температура гистерезиса составляет 1000 °С (см. рис. 3, б). При этом вязкость в режиме охлаждения ниже t_f монотонно возрастает, причем данный участок политермы вязкости имеет более крутое восхождение. Это свидетельствует о том, что перегрев такого расплава способствует существенному увеличению доли дисперсной фазы. При этом указанные изменения происходят при пониженных температурах по сравнению с расплавами, полученными из крупнокристаллических шихтовых сплавов ($t_f^7 < t_f^3$).

Таким образом, результаты выполненных исследований показывают, что в расплавах с одинаковым химическим составом сохраняется структурная информация, унаследованная от исходных шихтовых сплавов. Это наследственное влияние может сохраняться в жидком состоянии длительное время даже при значительных перегревах выше температуры ликвидуса и частично транслироваться при кристаллизации в литое изделие.

В сплавах системы Al—Si носителями такой структурной информации являются комплексы атомов кремния коллоидных масштабов [17]. При невысоких перегревах над линией ликвидуса взаимодействие атомов внутри коллоидных комплексов на основе кремния характеризуется ковалентным типом связи $(\text{Si—Si})_k$. Это предопределяет преимущественное взаимодействие атомов одного сорта по типу Al—Al и $(\text{Si—Si})_k$ в слабо перегретых расплавах силуминов. Следовательно, такие расплавы можно охарактеризовать как суспензии. С увеличением температуры расплавов до $t > 1000$ °С внутри комплексов атомов кремния происходит изменение типа связи с ковалентной на металлическую $(\text{Si—Si})_k \rightarrow (\text{Si—Si})_m$ [18]. Известно, что изменение типа связи

у кремния имеет место при его переходе из кристаллического состояния в жидкое. Это позволяет классифицировать перегретые расплавы силуминов как эмульсии. Кроме того, изменение типа межчастичной связи внутри комплексов на основе кремния приводит к увеличению взаимодействия атомов разного сорта и появлению в расплавах атомных группировок по типу силицидов Al_xSi [3, 19, 20]. По мнению автора [17], в расплавах такого типа с ростом температуры происходит постепенное вырождение коллоидной микрооднородности в динамическую. Под динамической микрооднородностью понимается концентрационная неоднородность в расплаве, вызванная тенденцией к кооперированию атомов разного сорта. В реальных расплавах автор [17] допускает одновременное существование обоих видов микрооднородности в определенных интервалах температур.

На основании вышеприведенных рассуждений можно предположить, что перегревы заэвтектических расплавов Al—Si выше температур ветвления политерма структурно-чувствительных свойств увеличивают их микрогетерогенность (т.е. многофазность). А повышение однородности расплавов, вероятно, следует трактовать в связи с выравниванием размеров структурных элементов различной природы и их равномерным распределением в макро- и микрообъемах расплава. Данное предположение подтверждается фундаментальными представлениями науки о коллоидных системах [21]. С позиции физико-химических основ под гетерогенными системами понимаются системы, имеющие физические границы раздела между фазами. При отсутствии таких границ системы, к которым относят смеси газов или истинные растворы, традиционно считают гомогенными. Системы, содержащие дисперсные частицы одинаковых размеров, принято называть монодисперсными, а при наличии в дисперсионной среде частиц разных размеров — полидисперсными.

Исходя из этого металлические расплавы (особенно реальные и многокомпонентные) будут являться гетерогенными в широком интервале температур. Причем с увеличением перегрева макрогетерогенность будет снижаться, а микрогетерогенность — повышаться. Это обусловлено тем, что под воздействием температуры размер дисперсных частиц, унаследованных от исходного твердого состояния, будет уменьшаться, а доля дисперсной фазы — увеличиваться. Эти процессы, естественно,

ведут к возрастанию суммарной площади поверхности границ между частицами дисперсной фазы и дисперсионной средой. Увеличение площади границ раздела, в свою очередь, обуславливает повышение гетерогенности системы. Точкой перехода металлической жидкости в гомогенное состояние можно условно считать температуру, близкую к температуре испарения. Следовательно, при перегреве металлических расплавов до некоторых критических температур $t_k \ll t_{исп}$ в их строении происходит снижение степени полидисперсности, а система приближается к монодисперсному состоянию. Вероятно, этим и можно объяснить появление гистерезиса на политермах структурно-чувствительных свойств металлических расплавов. Значения температур перегрева и гистерезиса при одинаковом химическом составе расплава будут зависеть от его предыстории, т.е. от структуры исходной шихты.

В промышленности двойные алюминиевые сплавы с содержанием 20 мас.% кремния применяются в основном в качестве лигатур для приготовления многокомпонентных силуминов. Наряду с требованиями по химическому составу в лигатурах необходимо регламентировать и размерно-количественные параметры структуры, так как зачастую именно они оказывают решающее влияние на структуру и свойства конструкционных сплавов [22].

На практике закладку требуемой (положительной) структурной информации в лигатуры наиболее целесообразно осуществлять на стадии их получения, используя накопленный арсенал специальных способов обработки шихтовых металлов в твердом, жидком и кристаллизующемся состояниях [1]. С этой точки зрения применение температурно-временной (жидкофазной) обработки расплавов в сочетании с последующей кристаллизацией с повышенными и высокими скоростями охлаждения позволяет получать лигатуры, которые по своим структурным параметрам классифицированы как мелкокристаллические [23].

На основе использования основных закономерностей явления структурной наследственности были разработаны эффективные технологии получения мелкокристаллических высококремнистых лигатур на основе алюминия [24, 25].

ВЫВОДЫ

1. Исследовано влияние структуры исходных шихтовых сплавов Al—20мас.%Si на структуру

сплавов после однократного переплава и кристаллизации с постоянной скоростью охлаждения $v_{охл} \sim 20$ °C/с. Установлено, что после переплава исходных ШС, закристаллизованных с $v_{охл} < 20$ °C/с, в структуре переплавов происходит незначительное измельчение кристаллов первичного кремния ($Si_{п}$) с увеличением их количества. Переплав исходных ШС, закристаллизованных с $v_{охл} > 20$ °C/с, приводит к незначительному росту размеров $Si_{п}$ и уменьшению их количества. Однако структура переплавов сохраняет влияние структуры исходных ШС. Полученные результаты объяснены с позиции явления структурной наследственности в системе «твердое—жидкое—твердое».

2. Изучены температурные зависимости вязкости расплавленных образцов, полученных из крупнокристаллического и мелкокристаллического сплавов Al—20мас.%Si в режиме нагрева до 1350 °C и последующего охлаждения. Зафиксировано расхождение (гистерезис) политерм вязкости расплавов, отвечающих режимам нагрева и последующего охлаждения образцов. При этом величина t_r для расплава из крупнокристаллического ШС составила 1100 °C, а из мелкокристаллического — 1000 °C. Установлено, что вязкость второго расплава в режиме охлаждения ниже t_r характеризуется повышенными значениями и более крутым восхождением по сравнению с расплавом из крупнокристаллического ШС. Данный факт свидетельствует, что перегрев вызывает увеличение доли дисперсной фазы на основе кремния в жидком алюминии.

3. На основании проведенных исследований сделано предположение, что расплавы заэвтектических силуминов сохраняют унаследованную от исходных ШС макро- и микрогетерогенность. С повышением температуры перегрева степень макрогетерогенности снижается, а микрогетерогенности — увеличивается. Наличие на политермах гистерезиса вязкости в режимах нагрева и охлаждения объясняли приближением системы к монодисперсному состоянию. Сделан вывод о том, что в расплавах сохраняется информация о структуре исходных шихтовых сплавов.

4. Анализ полученных результатов показывает, что положительную структурную информацию в шихтовые сплавы (в том числе и лигатуры) целесообразно закладывать на стадии их получения с помощью специальных способов обработки шихтовых металлов в твердом, жидком и кристаллизующемся состояниях.

Работа выполнялась в рамках тематического плана СамГТУ по заданию Минобрнауки РФ по теме «Исследование влияния высокоэнергетических воздействий на формирование ультрадисперсного строения алюминиевых сплавов в системе “твердое–жидкое–твердое”» (договор № 536/12).

ЛИТЕРАТУРА

1. *Никитин В.И., Никитин К.В.* Наследственность в литых сплавах. М.: Машиностроение-1, 2005.
2. *Пригунова А.Г., Мазур В.И., Таран Ю.Н.* и др. // Металлофизика. 1983. Т. 5, № 1. С. 88.
3. *Пригунова А.Г., Мазур В.И., Таран Ю.Н.* и др. // Там же. № 3. С. 54.
4. *Попель П.С., Демина Е.Л., Архангельский Е.Л.* и др. // Теплофизика высоких температур. 1987. Т. 25, № 3. С. 487.
5. *Есин Ю.О., Демина Е.Л., Демин С.Е., Попель П.С.* // Журн. физ. химии. 1986. Т. 60, № 7. С. 1791.
6. *Попель П.С., Никитин В.И., Бродова И.Г.* и др. // Расплавы. 1987. Т. 1, вып. 3. С. 31.
7. *Бродова И.Г., Попель П.С., Есин В.О.* и др. // Физика металлов и металловедение. 1988. Т. 65, вып. 4. С. 1149.
8. *Швидковский Е.Г.* Некоторые вопросы вязкости расплавленных металлов. М.: Гостехиздат, 1955.
9. *Шпильрайн Э.Э., Фомин В.А., Сковородько С.Н., Сокол Г.Ф.* Вязкость жидких металлов. М.: Наука, 1983.
10. *Баум Б.А.* Металлические жидкости. М.: Наука, 1979.
11. *Бродова И.Г., Попель П.С., Барбин Н.М., Ватолин Н.А.* Исходные расплавы как основа формирования структуры и свойств алюминиевых сплавов. Екатеринбург: УрО РАН, 2005.
12. *Мальцев М.В.* Модифицирование структуры металлов и сплавов. М.: Metallurgy, 1964.
13. *Тягунов Г.В., Цепелев В.С., Кушнир М.Н., Яковлев Г.Н.* // Завод. лаб. 1980. № 10. С. 919.
14. *Никитин К.В.* // Наследственность в литейных процессах: Тр. VII Междунар. науч.-техн. симп. (Самара, окт. 2008 г.). Самара: СамГТУ, 2008. С. 286.
15. *Коржавина О.А., Бродова И.Г., Никитин В.И.* и др. // Расплавы. 1991. № 1. С. 10.
16. *Никитин В.И.* Наследственность в литых сплавах. Самара: СамГТУ, 1995.
17. *Измайлов В.А.* // Свойства расплавленных металлов: Тр. XVI Совещ. по теории литейных процессов. М.: Наука, 1974. С. 21.
18. *Строганов Г.Б., Ротенберг В.А., Гершман Г.Б.* Сплавы алюминия с кремнием. М.: Metallurgy, 1977.
19. *Филиппов Е.С.* Строение, физика и химия металлургических процессов. М.: Metallurgy, 1995.
20. *Белов Б.Ф., Троцан А.И., Погорелов А.И., Кисунько В.З.* // Эвтектика: Тр. Междунар. конф. (Днепропетровск, июнь 2000 г.). Днепропетровск: ООО «Трейс», 2000. С. 30.
21. *Песков Н.П.* Физико-химические основы коллоидной науки. Л.: Госхимтехиздат, 1932.
22. *Напалков В.И., Бондарев Б.И., Тарарышкин В.И., Чухров М.В.* Лигатуры для производства алюминиевых и магниевых сплавов. М.: Metallurgy, 1983.
23. *Тимошкин И.Ю.* Разработка комплексных технологий получения мелкокристаллических лигатур для алюминиевых сплавов: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. Владимир: ВГУ, 2011.
24. Пат. 2365651 (РФ). Способ низкотемпературного получения мелкокристаллической высококремнистой алюминий-кремниевой лигатуры / В.Ю. Белов, Н.И. Качалин, В.И. Малинов и др. 2009.
25. Пат. 2448180 (РФ). Способ приготовления мелкокристаллической алюминий-кремниевой лигатуры / К.В. Никитин, В.И. Никитин, И.Ю. Тимошкин. 2012.