

В. И. Белик, канд. техн. наук, ст. науч. сотр., e-mail: belikvi@ukr.net

Т. Г. Цир, мл. науч. сотр., e-mail: jknd-t@ukr.net

В. М. Дука, мл. науч. сотр., e-mail: onml@i.com.ua

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ЗЕРНОИЗМЕЛЬЧЕНИЯ СПЛАВА АК7 ПУТЕМ ЕГО ПОЛУЧЕНИЯ СМЕШИВАНИЕМ РАСПЛАВОВ АК12 И А7

Описаны современные способы управления структурой сплава путем смешивания расплавов. Исследована возможность измельчения макрозерна сплава АК7 посредством создания концентрационного переохлаждения путем смешивания расплавов эвтектического силумина и первичного алюминия. Установлено, что при этом происходит кристаллизация части алюминия, что повышает температуру расплава и препятствует массовому зародышеобразованию.

Ключевые слова: измельчение макрозерна, смешивание расплавов, концентрационное переохлаждение, Al–Si сплавы.

Описано сучасні способи управління структурою сплаву шляхом змішування розплавів. Досліджено можливість подрібнення макрозерна сплаву АК7 за допомогою створення концентраційного переохладження шляхом змішування розплавів евтектичного силуміну і первинного алюмінію. Встановлено, що при цьому відбувається кристалізація частини алюмінію, що підвищує температуру розплаву і перешкоджає масовому зародкоутворенню.

Ключові слова: подрібнення макрозерна, змішування розплавів, концентраційне переохладження, Al–Si сплави.

Modern methods of controlling the structure of an alloy by mixing melts are described. The possibility of refining the macro-alloy AK7 by means of the creation of concentration supercooling by mixing the melts of eutectic silumin and primary aluminum was investigated. It was found that the crystallization of a part of aluminum takes place, which raises the temperature of the melt and prevents mass nucleation.

Keywords: refining of macrostructure, mixing of melts, concentration supercooling, Al–Si alloys.

Общеизвестно, что особенности структуры литого материала, в том числе и величина макрозерна, определяют уровень его механических характеристик и эксплуатационных свойств. Наряду с традиционными методами воздействия на структуру, такими как легирование, термическая и термопластическая обработка, модифицирование используется и прием смешивания расплавов, как с одинаковыми, так и с отличающимися составами.

Так, путем смешивания расплавов одного состава (исследовались сплавы Al+9%Cu, Al+10%Mg, Al+5–7%Si), одна часть которого была перегрета на 200–300 °С выше температуры ликвидуса, а другая предварительно охлаждена в ковше, достигалось измельчение зерна и повышение прочностных свойств и относительного удлинения литого металла. Это объяснялось устранением предкристаллизационных группировок, которые не успевали образовываться при охлаждении перегретого расплава охлажденным, поскольку теплообмен при смешивании расплавов протекал с большой скоростью [1, 2].

Исследована возможность интенсификации зародышеобразования при использовании приема смешения струй одного и того же расплава, предпосылкой которого, согласно [3], стал вывод, сделанный в работе [4], что для формирова-

ния глобулярной структуры не нужно разрушать дендриты, но следует обеспечить «обильное зарождение» (что достигается использованием расплава с низкой температурой) и за счет большого количества зародышей (и малой скорости их роста) предотвратить дендритную кристаллизацию и получить суспензию с идеальной глобулярной структурой непосредственно из расплава. В работе [5] отмечается, что эта концепция легла в основу разработки многих промышленных процессов получения суспензии для реолитья, одним из которых является процесс непрерывного реопрееобразования (CRP– процесс [6]). Он состоит в охлаждении расплава при его одновременном перемешивании, вызванном пересекающимися струями расплава. Для этого расплав под действием силы тяжести пропускают через так называемый реактор, содержащий два пересекающихся канала, выполненных в массивном (или охлаждаемом) блоке из меди или стали. За счет теплообмена расплава с материалом реактора в процессе протекания расплава происходит массовое зарождение кристаллов, при этом перемешивание осуществляется за счет конфигурации каналов. Предполагается, что зарождение кристаллов происходит на стенках реактора, расплав смывает образующиеся частицы и уносит их, при этом в формировании частиц важную роль играют их столкновения в зоне пересекающихся потоков расплава.

В первоначальном варианте в состав устройства входили два обогреваемых тигля, снабженных стопорами в донной части, откуда по трубкам из нержавеющей стали расплав поступал в реактор, однако в работе [7] было установлено, что использование двух тиглей не дает преимуществ (в плане получения мелкой глобулярной структуры) по сравнению с одним тиглем. Установлено [6] также, что глобулярные структуры формируются в том случае, когда температура расплава на выходе из реактора равна температуре ликвидус сплава либо ниже ее на несколько градусов.

В ходе экспериментов получена суспензия с содержанием твердой фазы 10 %, при этом исходный средний размер альфа-частицы составляет около 40 мкм, наблюдается измельчение интерметаллидов. Установлено, что применение реактора снимает необходимость модифицирования сплава стронцием, поскольку эвтектика при использовании CRP–процесса тоньше, чем в обычных отливках, полученных литьем под давлением, и мало отличается от эвтектики в модифицированном сплаве. То же касается и модифицирования бором и диборидом титана первичной фазы сплава А356 [6, 7].

Если в приведенных выше источниках описывалось смешивание жидких расплавов, то в работе [8] приведен метод подготовки расплава, состоящий в том, что в литейную форму заливают расплав, полученный смешением заэвтектического сплава, находящегося в двухфазном состоянии, и жидкого алюминия. При этом «происходит разбавление жидкости и разрушение первичных кремниевых дендритов (уже имеющихся в двухфазном сплаве) по многочисленным дефектам несплошностей, которые β_{Si} -фаза имеет при первичной кристаллизации. В результате эти дендриты распадаются на более мелкие бездефектные кристаллы, которые, частично оплавляясь, приобретают компактную, округлую форму. При разбавлении жидкости близэвтектического состава расплавом алюминия она кристаллизуется как доэвтектический сплав». При этом вместо обычной эвтектики получается такая, в которой эвтектические зерна изолированы друг от друга зернами α -фазы. Отмечается [8], что эвтектические пластины кремния, по сравнению с обычными, толще, короче и более взаимно изолированы. Такой тип структуры, то есть с разрушенным дендритным каркасом, разобщенным на изолированные эвтектические зоны и фрагменты кристаллов, называют [9] инвертированной.

Описано [8] достижение эффекта инвертирования «за счет слияния заэвтектического силумина (Al+40%Si) в двухфазном состоянии (температура 650 ± 30 °С и расплава технически чистого алюминия с температурой 850–950 °С. Показано, что структура полученного таким образом непрерывно литого слитка сплава Al+18%Si диаметром 33 мм состоит из инвертированных кристаллов первичного кремния, измельченных до 20–30 мкм и изолированных друг от друга зернами первичной

алюминиевой фазы (размером 20–40 мкм) участками (зернами) эвтектики размером 30–40 мкм. Прочность литого сплава составила 200 МПа, относительное удлинение – 9 %».

Основная цель получения инвертированной структуры – повышение прочности и пластичности. Так, показано [10], что «полученные сплавы Al+4–12%Si имели относительное удлинение 19–14 %, а Al+15–21%Si – соответственно 14–8 %. Эксперименты по прессованию цилиндрических образцов доэвтектических силуминов Al+4–12%Si с инвертированной структурой показали, что они осаждаются без трещин при относительной деформации 67–56 % и более. При прочих равных условиях опытные заготовки с инвертированной структурой деформировались на 20 % лучше, чем дюралюминиевые (Al+4%Cu). Эксперименты по прессованию заэвтектического силумина Al+18%Si с инвертированной структурой показали, что этот сплав осаждался без трещин до величины относительной деформации 40 %».

Относительно высокие пластические свойства силуминов с инвертированной структурой объясняют тем, что эти сплавы всегда структурно высокодисперсны (мелкозернисты) и в них отсутствуют дендритная кристаллизация первичной α -фазы и зональная структурная неоднородность [11]. Эти особенности придают данным силуминам свойство тиксотропности [12].

Как было показано выше, технологический прием смешения двух расплавов используется для достижения различных целей, в том числе и непосредственно для зерноизмельчения. Так [13], исследовано влияние стандартной и мелкокристаллической лигатур Si–P, полученных в условиях быстрой кристаллизации на водноохлаждаемом медном диске, на структуру мастер-сплавов AlSi30Cu3P, AlSi40Cu3P, AlSi50Cu3P и сплава AlSi19Cu1, полученного слиянием расплава первичного алюминия с мастер-сплавами AlSi30Cu3P, AlSi40Cu3P, AlSi50Cu3P без последующего модифицирования. Установлено, что использование приема смешивания расплава первичного алюминия с мастер-сплавом без последующего модифицирования, примененного для получения сплава AlSi19Cu1, измельчает кристаллы первичного кремния в большей степени, чем модифицирование сплава AlSi19Cu1 мелкокристаллической лигатурой. Причиной положительного влияния смешения расплавов на структуру в работе считают возникновение «градиентно-контрастного состояния по кремнию», что дает возможность «наследования структурно-размерного фактора кристаллов первичного кремния, усиливает микронеоднородность расплава».

Итак, при использовании одного и того же приема (смешивания расплавов) решаются задачи и подготовки суспензии для реолитья, и повышение механических характеристик. Для объяснения полученных результатов привлекаются различные механизмы: устранение предкристаллизационных группировок [1, 2], зарождение кристаллов на охлаждающей поверхности и смыв образующихся частиц расплавом [6], разрушение первичных кремниевых дендритов по дефектам несплошностей на мелкие бездефектные кристаллы, их глобулизация в ходе частичного оплавления [8], возникновение «градиентно-контрастного состояния по кремнию», что дает возможность «наследования структурно-размерного фактора кристаллов первичного кремния, усиливает микронеоднородность расплава» [13]. При этом каждый из описанных механизмов приводит к измельчению структуры сплава.

В данной работе исследована возможность использования приема смешивания расплавов для измельчения структуры с привлечением механизма, не использованного ранее, а именно – концентрационного переохлаждения.

Основываясь на мнении, что массовое зарождение кристаллов, следствием которого является измельчение структуры, происходит при высоких значениях переохлаждения [11, 14, 15] (достигаемых в условиях интенсивного теплоотвода), было сделано предположение о возможности использования для массового зарождения кристаллов переохлаждения, возникающего при различии концентраций элемента α -фазы в реальных и равновесных условиях, то есть концентрационного переохлаждения, которое возникнет при смешивании расплавов разного состава,

например – первичного алюминия и силумина. Если при этом соотношения масс, температур и содержания кремния исходных составов выбраны такими, что после смешивания усредненное содержание кремния соответствовало бы некоему заданному (например, сплаву АК7), а температура расплава при этом опустилась бы ниже температуры ликвидус сплава, полученного в результате смешивания (то есть сплава усредненного состава), то разницу между температурой расплава после смешивания и его температурой ликвидус можно считать величиной концентрационного переохлаждения, поскольку из расплава данного состава при этой температуре в равновесных условиях должно выделиться определенное количество твердой фазы, а в условиях смешивания выделиться не успевает, так как температура и содержание кремния во всем объеме выравниваются (благодаря большой площади контакта смешиваемых расплавов и их высокой теплопроводности в сочетании с механическим перемешиванием) быстрее, чем происходит выделение соответствующего количества твердой фазы. Возникающее переохлаждение должно способствовать массовому зарождению кристаллов во всем объеме.

В качестве исходных сплавов взяты технический алюминий А7 и силумин, содержание кремния в котором по данным термического анализа (ТА) было равно 10,3 %, а температура ликвидус составляла 583,3 °С.

Теплоемкость жидкого алюминия, согласно [16], равна 1,09 кДж/кг °С, теплоемкость кремния при температуре 616 °С (то есть твердого кремния) равна 0,89773 кДж/кг °С [17].

Теплоемкость кремниевого сплава определялась по правилу смешивания:

$$c_p = (c_c \cdot K + c_b(100-K)) \cdot 100, \quad (1)$$

где c_p – удельная теплоемкость кремниевого сплава, кДж/кг °С; c_c – удельная теплоемкость кремния, кДж/кг °С; c_b – теплоемкость алюминия, кДж/кг °С; K – содержание кремния, %.

Удельная теплоемкость используемого в этом эксперименте силумина составила 1,070 кДж/кг °С.

Температура расплава после смешивания ($T_{\text{общ}}$) определялась по формуле:

$$T_{\text{общ}} = (m_1 c_1 t_1 + m_2 c_2 t_2) / (m_1 c_1 + m_2 c_2), \quad (2)$$

где m_1 – масса алюминия, г; c_1 – удельная теплоемкость алюминия, кДж/кг °С; t_1 – температура алюминия в при смешивании, °С; m_2 – масса алюминиево-кремниевого сплава, г; c_2 – удельная теплоемкость алюминиево-кремниевого сплава, кДж/кг °С; t_2 – температура алюминиево-кремниевого сплава при смешивании, °С.

Массы исходных расплавов рассчитывали с учетом того, что общая масса отливки была бы близка к 350 г (что связано с объемом емкости, в которой производили смешивание), а содержание кремния в сплаве после смешивания соответствовало бы сплаву АК7, то есть лежало в пределах 6–8 %.

Эксперимент начинали, выбирая момент, когда температуры обоих расплавов были близки к расчетным, причем температура алюминия опускалась. Температура смешивания для силумина и алюминия должна превышать температуру ликвидус на 2–3 °С, что составляет для силумина 585, для алюминия 663 °С.

Расплав силумина выдерживали в печи выдержки в тонкостенном (толщина 0,4 мм) стакане из нержавеющей стали в форме усеченного конуса емкостью 175 см³ вместе с установленной в нем для прогрева мешалкой пропеллерного типа, контролируя температуру расплава погруженной в него термопарой. Температура, при которой силумин извлекался из тигля, лежала в пределах 588–590 °С. Стакан с расплавом и термопарой подвешивали на кронштейне, снизу подводили утепленную теплоизоляционной минеральной ватой емкость, чтобы замедлить падение температуры расплава. Из второй печи извлекали алундовый тигель с алюминием, температуру

Кристаллизация и структурообразование сплавов

также контролировали термопарой. При приближении температур обоих расплавов к заданным теплоизоляционную емкость убрали, заливали алюминий в стакан с силумином при перемешивании мешалкой, причем на время заливки проводили охлаждение стакана водой, поднимая емкость с водой так, чтобы ее уровень превышал уровень расплава. После охлаждения отливки до 575 °С производили закалку отливки водой для фиксации структуры. Температурно-временные параметры экспериментов приведены в табл. 1. Очередности и длительность технологических операций при проведении эксперимента 2, совмещенные с термограммой, приведены на рис. 1.

Таблица 1

Температурно-временные параметры эксперимента по смешиванию расплавов силумина

Номер эксперимента	Алюминий		Силумин		Длительность, с			Размер макрозерна, мм	Дендритный параметр, мкм
	вес, г	$T_{\text{смешивания}}, ^\circ\text{C}$	вес, г	заливка	охлаждение водой	перемешивание			
1	74	671	588	259	1,9	3,1	–	1,18	100–150
2	70	670,5	584,7	259	1,1	5,6	3,6	1,02	100–150

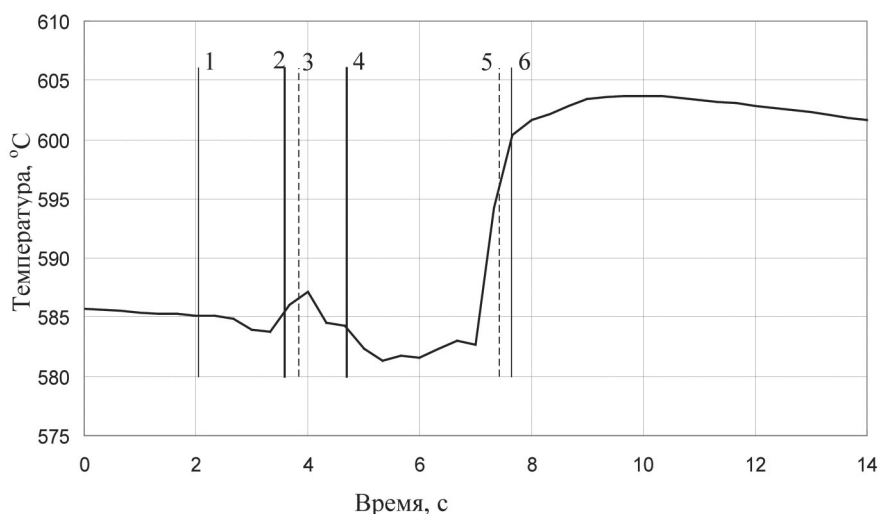


Рис. 1. Фрагмент кривой затвердевания отливки 2, полученной смешиванием силумина и алюминия: прямые 1 и 6 – начало и окончание водяного охлаждения кокиля; прямые 2 и 4 – начало и окончание заливки расплава алюминия; прямые 3 и 5 – начало и окончание перемешивания расплава

В табл. 2 приведены расчетные и фактические температуры, установившиеся после смешивания расплавов.

Анализируя приведенные в табл. 2 данные, можно отметить, во-первых, близость расчетных и фактических температур сплава после смешивания расплавов, а во-вторых – различие между величинами $T_{\text{ликв}}$ по данным ТА и фактической температурой, зафиксированной после смешивания.

В ходе специально проведенных экспериментов установлено, что величина переохлаждения для сплава АК7, затвердевающего в похожих условиях (в качестве кокиля использовался тот же тонкостенный (толщина 0,4 мм) стакан из нержавеющей

шей стали, охлаждение происходило при погружении стакана в воду, температура перегрева расплава перед началом охлаждения – 1–2 °С), средняя по трем экспериментам величина переохлаждения составила 1,88 °С, максимальная – 2,41 °С. Поскольку для образца 2 (табл. 2) переохлаждение составляет 3,57 °С, можно было бы сделать вывод, что поставленная цель – создание концентрационного переохлаждения – достигнута.

Таблица 2

Расчетная и фактическая температуры сплава после смешивания, температура ликвидус согласно диаграмме состояния и термического анализа

Номер эксперимента	Содержание Si, %		Температура после смешивания, °С		Температура ликвидус, °С по данным ТА
	расчет	результат ТА	расчетная	фактическая	
1	8,02	–	606,71	608,33	–
2	8,12	8,13	603,22	603,73	607,3

Следует, однако, уточнить, что указанная разница температур была достигнута не только за счет соотношения температур, масс смешиваемых расплавов и их составов, но и за счет водяного охлаждения кокиля в период смешивания: так, именно его длительность стала причиной более низкой фактической температуры в эксперименте 2 (см. табл. 1 и 2; рис. 1, прямые 1 и 6).

Микроструктура образцов представлена на рис. 2 и 3. В обоих образцах она сходная и имеет дендритный характер, величина дендритного параметра 100–150 мкм. Кроме дендритов в структуре присутствуют отдельные округлые частицы, визуально идентифицируемые как глобулы, размером от 30 до 60 мкм, реже до 100 мкм. Необычным для сплава АК7 является присутствие в структуре крупных (0,5–1 мм и больше) образований белого цвета, в основном неправильной округлой формы. Поскольку большая часть этих частиц имеет отростки, похожие на ветви дендритов, можно предположить, что эти частицы представляют собой капли расплава алюминия, затвердевшие в расплаве силумина в процессе смешивания расплавов. Очевидно, поверхность этих частиц сыграла роль затравки, на которых кристаллизовалась α -фаза из образованной смешиванием расплавов жидкости.

На фотографиях микрошлифов заметны цепочки частиц, представляющих собой сечения вторичных ветвей дендрита (рис. 3, фото 1), так же, как и развитые дендриты (рис. 2, фото 3 и 5), размером не менее 1 мм. Поскольку величина макрозерна на сплаве данного состава, затвердевавшего в близких условиях (тот же кокиль, перемешивание мешалкой в процессе охлаждения в воде), составляет 0,44–0,54 мм, наличие в структуре дендритов с размерами порядка 1 мм говорит о том, что массовое зародышеобразование в проведенных экспериментах достигнуто не было, хотя величина разницы между фактической температурой и $T_{ликв}$, как было показано выше, значительна.

Как отмечено выше, в процессе смешивания расплавов кокиль охлаждался водой, что не было учтено при расчете, однако расчетные и фактические температуры оказались близки. Отсюда следует, что в ходе эксперимента появился фактор, повышающий фактическую температуру, и противодействующий неучтенному водяному охлаждению кокиля. Учитывая наличие в структуре образцов описанных выше частиц (предположительно – капель затвердевшего алюминия), можно предположить, что этим фактором стала теплота кристаллизации той части алюминиевого расплава, которая не растворилась при смешивании, а закристаллизовалась в виде отдельной фазы.

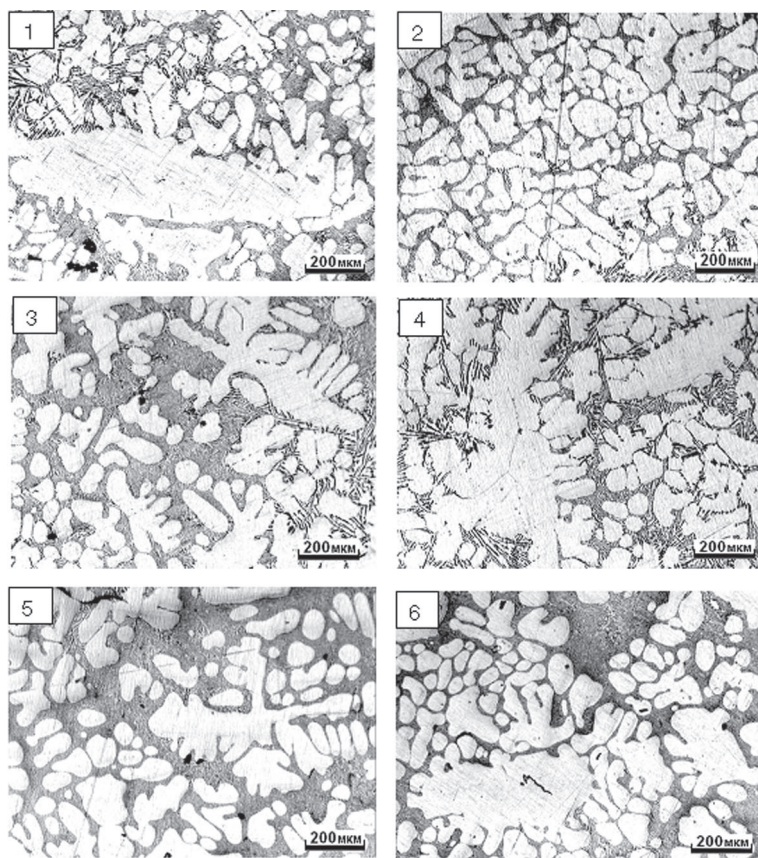


Рис. 2. Микроструктура отливки № 1, полученной смешиванием расплавов силумина и первичного алюминия без перемешивания: 1, 2 – край образца; 3, 4 – середина образца; 5, 6 – центр отливки

Для уточнения влияния кристаллизации алюминия при смешивании расплавов на фактическую температуру проведены дополнительные эксперименты, в которых охлаждение водой не использовалось. В качестве емкости, в которой проводили смешивание расплавов, применили чугунный тигель в форме усеченного конуса объемом 125 см³ с толщиной стенки 3 мм, окрашенный изнутри толстым слоем теплоизоляционной краски, что уменьшало интенсивность теплообмена между тиглем и расплавом после смешивания. В тигель помещали навеску АК12пч (содержание кремния – 11,5 %) и выдерживали при температуре 640 °С в муфельной печи. В графито-шамотном тигле другой печи расплавляли алюминий А7 и выдерживали при температуре 663–675 °С. Когда в процессе колебаний температура алюминия снижалась от верхнего ее предела, из муфельной печи вынимали тигель с расплавом АК12пч, помещали его в емкость, утепленную минеральной ватой, и опускали в расплав термopару и предварительно нагретую мешалку в виде пропеллера. Тигель накрывали минеральной ватой, обеспечивая низкую интенсивность охлаждения расплава. В ходе снижения температуры расплава АК12пч и мешалку выравнивали. Для выравнивания температуры в объеме расплава его перемешивали. При снижении температуры расплава АК12пч до 580 °С из графито-шамотного тигля отбирали дозу расплава алюминия, используя предварительно нагретый в расплаве мерный ковш, и заливали ее в тигель с расплавом АК12пч. Перемешивание начинали до заливки и заканчивали примерно через одну секунду после ее окончания. Сразу после этого отбирались пробы вакуумным всасыванием в кварцевую трубку диаметром 8 мм, фото микрошлифов образца 4 приведены на рис. 4. Как и в предыдущем случае, в структуре заметны крупные, порядка 1 мм и более, включения неправильной формы,

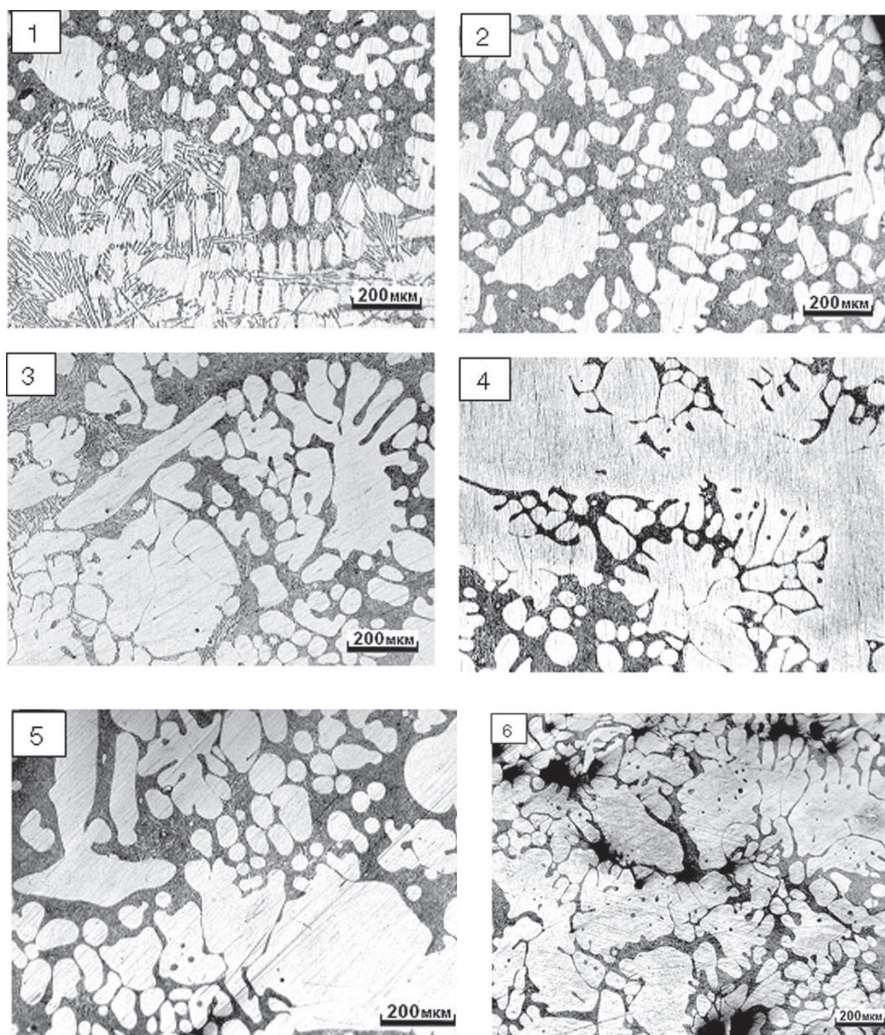


Рис. 3. Микроструктура отливки № 2, полученной смешиванием расплавов силумина и алюминия при перемешивании: 1, 2 – край образца; 3, 4 – середина образца; 5, 6 – центр отливки

то есть капли закристаллизовавшегося алюминия. Макроструктуры шлифов образцов, полученных в этом и предыдущем эксперименте, приведены на рис. 5. На обоих фото заметны светлые включения закристаллизовавшегося алюминия. Суммарная площадь включений относительно общей площади шлифа, оцененная визуально, составляет 5–10 для образца 4 (фото 1) и 20–25 % для образца 2. С учетом того, что отношение масс силумина и алюминия составляло для образца 4 – 52, а для образца 2 – 21 %, доля закристаллизовавшегося при смешивании алюминия составляет в первом случае 10–20 %, а во втором закристаллизовалась большая часть алюминия.

Расчетная температура определялась с учетом кристаллизации части алюминия и теплообмена смеси расплавов с чугуном тиглем, где происходило смешивание. Масса тигля составляла 355 г, теплоемкость чугуна при температуре 600 °С – 0,5 кДж/кг °С.

С учетом этого фактора уравнение (2) приобретает вид:

$$T_{\text{общ}} = (m_1 c_1 t_1 + m_2 c_2 t_2 + m_3 c_3 t_3 + Qn) / (m_1 c_1 + m_2 c_2 + m_3 c_3), \quad (3)$$

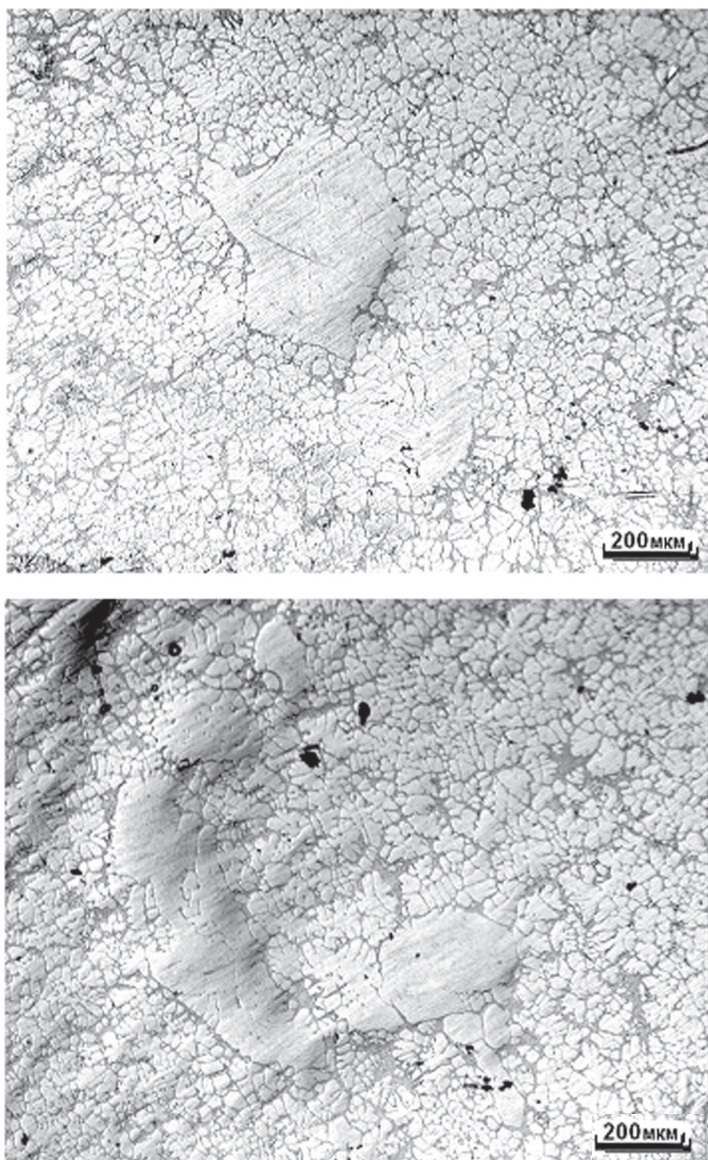


Рис. 4. Микроструктура образца 4, полученного вакуумным всасыванием из расплава после смешивания расплавов силумина и первичного алюминия при перемешивании

где m_1 – масса алюминия, г; c_1 – удельная теплоемкость алюминия, кДж/кг $^{\circ}$ С; t_1 – температура алюминия в при смешивании, $^{\circ}$ С; m_2 – масса алюминиево-кремниевое сплава, г; c_2 – удельная теплоемкость алюминиево-кремниевое сплава, кДж/кг $^{\circ}$ С; t_2 – температура тигля и алюминиево-кремниевое сплава при смешивании, $^{\circ}$ С; m_3 – масса чугунного тигля, г; c_3 – теплоемкость чугуна, кДж/кг $^{\circ}$ С; Q – удельная теплота плавления алюминия, кДж/кг; n – масса алюминия, закристаллизовавшегося при смешивании.

В табл. 3 приведены фактические и расчетные температуры с учетом и без учета частичной кристаллизации алюминия при смешивании расплавов.

Проведенный расчет показывает, что при кристаллизации 21,66 и 26,12 % алюминия (табл. 3) в процессе смешивания расплавов в экспериментах 3 и 4 температура, рассчитанная с учетом кристаллизации этой части алюминия в процессе смешивания и с учетом теплообмена расплава с тиглем, равна фактической. Рассчитанные

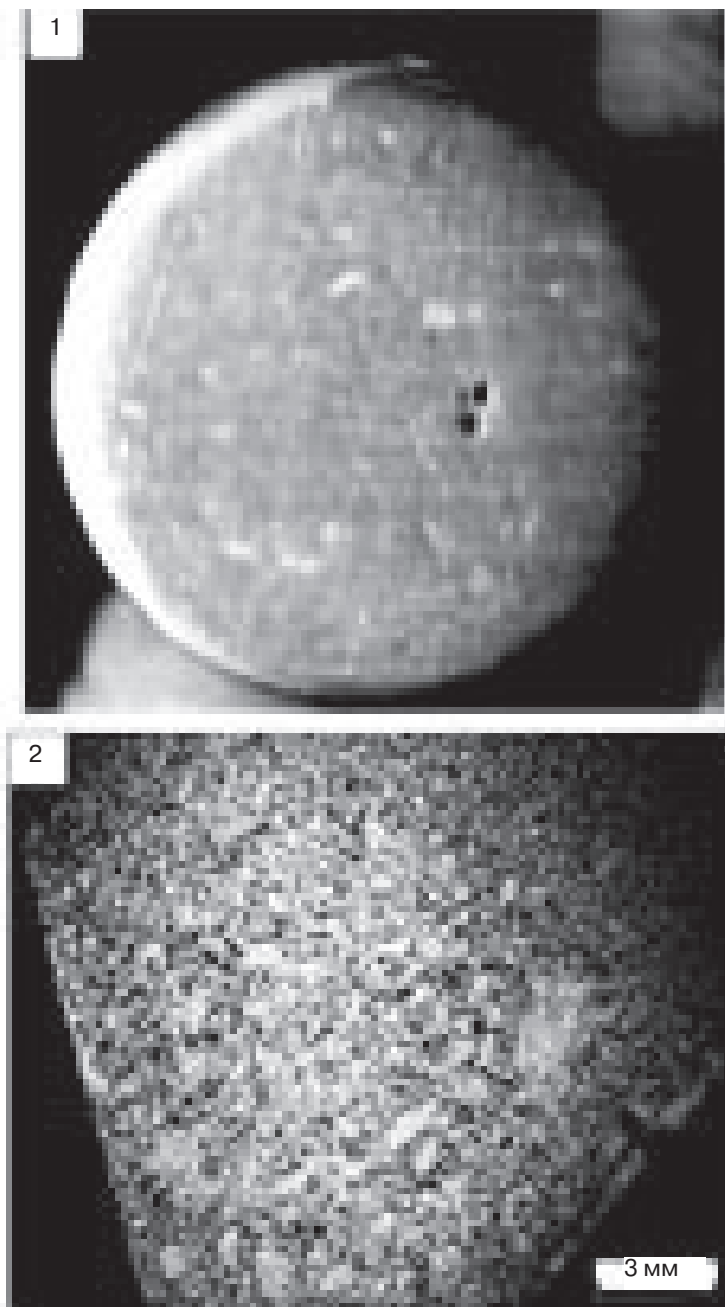


Рис. 5. Макрошлифы образцов, полученных при смешивании расплавов первичного алюминия и силумина: 1– образец 4, полученный вакуумным всасыванием, диаметр 8 мм; 2–образец 2

количества закристаллизованного алюминия соответствуют приведенной выше оценке площади, занимаемой включениями алюминия на макрошлифе.

Если в процессе смешивания расплавов произошла бы кристаллизация алюминия в количестве 0,731 и 5,281 % (для образцов 1 и 2), то температура после смешивания была бы равна 607,3 °С, то есть $T_{ликв}$ данного сплава, определенной термическим анализом. Поскольку, как это видно из расчета и макрошлифов, в рассматриваемых экспериментах закристаллизовалось значительно большая доля алюминия, концентрационное переохлаждение достигнуто не было и массовое зародышеобразование не произошло. Повышение температуры компенсировалось

Таблица 3

Фактическая и рассчитанная без учета и с учетом частичной кристаллизации алюминия температура сплава после смешивания

Но- мер обра- зца	Алюминий		Силумин		Расчетная температура, °С			Коли- чество закрис- таллизо- ванного алюми- ния, %	Факти- ческая темпе- ратура после смешива- ния, °С
	вес, г	T, °С	вес, г	T, °С	без учета крис- тал- лиза- ции алю- миния	с учетом теплообме- на с тиглем, но без крис- тал- лизации алюминия	с учетом крис- тал- лизации алюми- ния		
3	118	662	103	585,3	626,64	609,0084	632,9638	21,66	632,95
4	97	661	88	581,4	623,54	603,7122	629,9086	26,12	629,89
1	74	671	259	588	606,71	–	607,3	0,731	608,33
2	70	670,5	259	584,7	603,22	–	607,3007	5,281	603,73

водяным охлаждением кокиля. Процесс зародышеобразования происходил в условиях обычного охлаждения кокиля водой.

Итак, установлено, что в условиях эксперимента по смешиванию расплавов силумина и алюминия при температурах, близких к $T_{ликв}$, в процессе смешивания происходит затвердевание части алюминия, что сопровождается выделением тепла и повышает температуру слившихся расплавов. Основываясь на результатах расчета, приведенных в табл. 3, наличии в структуре образцов включений первичного алюминия и больших размеров макрозерна можно сделать вывод о том, что в результате кристаллизации части алюминия при смешивании величина концентрационного переохлаждения, достигнутая в экспериментах, недостаточна для массового зародышеобразования, даже при интенсивном (использовалась вода) охлаждении кокиля в процессе смешивания.

Таким образом, использование приема смешивания расплавов силумина и алюминия с целью измельчения структуры не целесообразно.



Список литературы

1. Спасский А. Г., Фомин Б. А., Алейников С. А. Температурная обработка жидких металлов и влияние ее на механические свойства отливок // Литейное производство. – 1959. – № 10. – С. 35–37.
2. Спасский А. Г., Фомин Б. А., Алейников С. А. Температурная обработка жидких металлов и влияние ее на механические свойства отливок// Изв. вузов. Цветные металлы. – 1959. – № 6. С. 162–165.
3. Pan Q. Y., Apelian D., Hogan P. The continuous rheoconversion process (crptm): optimization & industrial applications, Metallurgical Science and Technology, Advanced Casting Research Center (ACRC). – Metal Processing Institute (MPI). – WPI, Worcester, MA 01609 USA.
4. Flemings M. C. «Semi-Solid Processing – The Rheocasting Story» // Test Tube to Factory Floor: Implementing Technical Innovations, from the Proceedings of the Spring Symposium May 22, 2002 published by Metal Processing Institute. – Worcester Polytechnic Institute, Worcester MA 01609, 2003.

5. Application of the Continuous Rheoconversion Process (CRP) to Low Temperature HPDC-Part I: Microstructure. Qingue Pan, Stuart Wiesner, Diran Apelian, Solid State Phenomena. – 2006. – Vol. 116–117. – pp. 403–405.
6. Findon M. Semi-solid slurry formation via liquid metal mixing // A Thesis Submitted to the Faculty of the Worcester Polytechnic Institute in partial fulfillment of the requirements for the Degree of Master of Science in Materials Science and Engineering. – 2003.
7. Bernard W. J. The continuous rheoconversion process: scale-up and optimization // A Thesis Submitted to the Faculty of the Worcester Polytechnic Institute in partial fulfillment of the requirements for the Degree of Master of Science in Materials Science and Engineering. – 2005. – P. 48.
8. Марукович Е. И., Стеценко В. Ю. Литье заэвтектических силуминов с инвертированной структурой // Литье и металлургия. – 2000. – № 4. – С. 54.
9. Марукович Е. И., Стеценко В. Ю., Брановицкий А. М. Получение литейных сплавов с инвертированной структурой // Литье и металлургия. – 2001. – № 4. – С. 36–39.
10. Марукович Е. И., Стеценко В. Ю. Перспективы применения силуминов с инвертированной структурой // Литье и металлургия. – 2002. – № 4. – С. 44–46.
11. Марукович Е. И., Стеценко В. Ю., Брановицкий А. М. Особенности структурообразования при литье заэвтектического силумина с инвертированной структурой // Литье и металлургия. – 2001. – № 4. – С. 40–42.
12. Марукович Е. И., Стеценко В. Ю. Получение тиксотропных материалов методом непрерывного горизонтального литья // Материалы 3-й Всероссийской научн. практ. конф. 25–27 июня 2002. – СПб., 2002. – С. 75–76.
13. Отчет по теме НИР № 576 «Разработка научных принципов управления структурообразованием и формированием свойств литых, комплексно-легированных высокопрочных алюминиевых эвтектических сплавов и отливок из них, с использованием внешнего многофакторного энергетического влияния на расплав» / iii- 40 -08. 576. – ФТИМС НАН Украины, 2011. – 323 с.
14. Browne D. J., Hussey M. J., Carr A. J., Brabazon D. Direct thermal method: new process for development of globular alloy microstructure // International Journal of CastMetals Research. – 2003. – Vol. 16. – No. 4. – p. 418–426.
15. Ahmad A. H., Naher S., Brabazon D. The effect of direct thermal method, temperature and time on microstructure of a cast aluminum alloy // Materials and Manufacturing Processes. – 2014. – № 29 (2). – pp. 134–139.
16. Енохович А. С. Справочник по физике и технике. – Из-во «Просвещение», 1989. – 224 с.
17. Саидов Р. Х., Гулов Б. Н., Низимов З. Сравнение температурной теплоемкости кремния с теорией Дебая // Вестник Таджикского национального университета (научный журнал). – Душанбе: Сино, 2011. – № 10 (74). – С. 3–5.



References

1. Spasskiy, A. G., Fomin, B. A., Aleynikov, S. A. (1959) Temperaturnaya obrabotka zhidkikh metallov i vliyaniye ee na mekhanicheskie svoystva otlivok [*Temperature treatment of liquid metals and its influence on the mechanical properties of castings*]. Liteynoe proizvodstvo, no. 10, pp. 35–37. [in Russian].
2. Spasskiy, A. G., Fomin, B. A., Aleynikov, S. A. (1959) Temperaturnaya obrabotka zhidkikh metallov i vliyaniye ee na mekhanicheskie svoystva otlivok [*Temperature treatment of liquid metals and its influence on the mechanical properties of castings*]. Izv. vuzov. Tsvetnye metally, no. 6, pp. 162–165. [in Russian].
3. Pan, Q. Y., Apelian, D., Hogan, P. The continuous rheoconversion process (crptm): optimization & industrial applications, Metallurgical Science and Technology, Advanced Casting Research Center (ACRC). Metal Processing Institute (MPI). WPI, Worcester, MA 01609 USA. [in English].
4. Flemings, M. C. (2003) «Semi-Solid Processing – The Rheocasting Story». Test Tube to Factory Floor: Implementing Technical Innovations, from the Proceedings of the Spring Symposium May 22, 2002 published by Metal Processing Institute. Worcester Polytechnic Institute, Worcester MA 01609. [in English].

5. Application of the Continuous Rheoconversion Process (CRP) to Low Temperature HPDC-Part I: Microstructure. Qingue Pan, Stuart Wiesner, Diran Apelian, *Solid State Phenomena*. 2006, Vol. 116–117, pp. 403–405. [in English].
6. Findon M. (2003) Semi-solid slurry formation via liquid metal mixing. A Thesis Submitted to the Faculty of the Worcester Polytechnic Institute in partial fulfillment of the requirements for the Degree of Master of Science in Materials Science and Engineering. [in English].
7. Bernard, W. J. (2005) The continuous rheoconversion process: scale-up and optimization. A Thesis Submitted to the Faculty of the Worcester Polytechnic Institute in partial fulfillment of the requirements for the Degree of Master of Science in Materials Science and Engineering. P. 48. [in English].
8. Marukovich, Ye. I., Stetsenko, V. Yu. (2000) Lite zaevtekticheskikh siluminov s invertirovannoy strukturoy [*Casting hypereutectic silumins with inverted structure*]. Lite i metallurgiya, no. 4, P. 54.
9. Marukovich, Ye. I., Stetsenko, V. Yu., Branovitskiy, A. M. (2001) Poluchenie liteynykh splavov s invertirovannoy strukturoy [*Production of cast alloys with inverted structure*]. Lite i metallurgiya, no. 4, C. 36–39. [in Russian].
10. Marukovich, Ye. I., Stetsenko, V. Yu. (2002) Perspektivy primeneniya siluminov s invertirovannoy strukturoy [*Prospects of using silumins with inverted structure*]. Lite i metallurgiya, no. 4, pp. 44–46. [in Russian].
11. Marukovich, Ye. I., Stetsenko, V. Yu., Branovitskiy, A. M. (2001) Osobennosti strukturoobrazovaniya pri lite zaevtekticheskogo silumina s invertirovannoy strukturoy [*Features of structure formation in the casting of hypereutectic silumin with inverted structure*]. Lite i metallurgiya, no. 4, pp. 40–42. [in Russian].
12. Marukovich, Ye. I., Stetsenko, V. Yu. (2002) Poluchenie tiksotropnykh materialov metodom neprerynogo gorizontalnogo litya [*Production of thixotropic materials by the method of continuous horizontal casting*]. Materialy 3-y Vserossiyskoy nauchn. prakt. konf. 25–27 iyunya 2002. SPb., pp. 75–76. [in Russian].
13. Otchet po teme NIR № 576 «Razrabotka nauchnykh printsipov upravleniya strukturoobrazovaniem i formirovaniem svoystv litykh, kompleksno-legirovannykh vysokoprochnykh alyuminievykh evtekticheskikh splavov i otlivok iz nikh, s ispolzovaniem vneshnego mnogofaktornogo energeticheskogo vliyaniya na rasplav». iii- 40 -08. 576. FTIMS NAN Ukrainy, 2011, 323 c. [in Russian].
14. Browne, D. J., Hussey, M. J., Carr, A. J., Brabazon, D. (2003) Direct thermal method: new process for development of globular alloy microstructure. *International Journal of CastMetals Research*, Vol. 16, no. 4, pp. 418–426. [in English].
15. Ahmad, A. H., Naher, S., Brabazon, D. (2014) The effect of direct thermal method, temperature and time on microstructure of a cast aluminum alloy. *Materials and Manufacturing Processes*, no. 29 (2), pp. 134–139. [in English].
16. Yenokhovich, A. S. (1989) Spravochnik po fizike i tekhnike [*Handbook of Physics and Technology*]. Iz-vo «Prosveshchenie», 224 p. [in Russian].
17. Saidov, R. Kh., Gulov, B. N., Nizimov, Z. (2011) Sravnenie temperaturnoy teploemkosti kremniya s teoriey Debaya [Comparison of the temperature heat capacity of silicon with the Debye theory] *Vestnik Tadzhijskogo natsionalnogo universiteta (nauchnyy zhurnal)*. Dushanbe: Sino, no. 10 (74), pp. 3–5. [in Russian].

Поступила 06.06.2017