

**Ф. М. Котлярский, Г. П. Борисов, В. М. Дука, В. И. Белик,
Л. К. Шеневидько**

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

ЛИТЬЕ ВТОРИЧНОГО СПЛАВА АК9 В ДВУХФАЗНОМ СОСТОЯНИИ С ПРЕДВАРИТЕЛЬНЫМ НАВОДОРОЖИВАНИЕМ И МОДИФИЦИРОВАНИЕМ СТРОНЦИЕМ

Приведены и обсуждены результаты экспериментальных исследований влияния на механические свойства и пористость сплава АК9 комплексной обработки расплава, включающей наводороживание, модифицирование стронцием, выдержку, термоскоростное охлаждение и частичное затвердевание с перемешиванием. Получены обнадеживающие результаты в плане реализации технологии безусадочного литья частично затвердевших алюминиевых сплавов.

Ключевые слова: *алюминиевый сплав, наводороживание, модифицирование стронцием, выдержка, литье в двухфазном состоянии, пористость, прочность, пластичность.*

Наведено та розглянуто результати експериментальних досліджень впливу на механічні властивості та пористість сплаву АК9 комплексної обробки розплаву, яка включає наводнення, модифікування стронцієм, витримку, термошвидкісне охолодження та часткове тверднення з перемішуванням. Одержані результати подають надію в плані реалізації технології безусадочного лиття частково затверділих алюмінієвих сплавів.

Ключові слова: *алюмінієвий сплав, наводнювання, модифікування стронцієм, видержка, литво у двофазному стані, пористість, міцність, пластичність.*

The results of experimental study of the effect of complex treatment of melt (including hydrogenation, modifying with strontium, aging, rapid thermal cooling and partial solidification and stirring) on mechanical properties and porosity of AK9 alloy are shown and discussed in this work. There were obtained the encouraging results in the field of technology of unshrinkable casting of partially solidified aluminum alloys.

Keyword: *aluminium alloy, hydrogenation modification of strontium, endurance, castind in two-phase state porosity, strength, plasticity.*

Данное исследование является продолжением работы [1], в которой путем сочетания наводороживания и модифицирования стронцием расплава предполагалось снизить до допустимых пределов вредную всплывающую газовую пористость, а за счет полезной междендритной пористости скомпенсировать усадку затвердевания сплава АК9 и таким образом реализовать технологию безусадочного литья. Однако, полученные результаты не оправдали этих ожиданий, зато раскрыли новые положительные аспекты водородного рафинирования алюминиевых сплавов с повышенным содержанием неметаллических включений.

Целью данного исследования было решение той же задачи путем дополнения ранее опробованных факторов обработки расплава (наводороживание и модифицирование) термоскоростным охлаждением и частичным затвердеванием с перемешиванием. Всего проведено 8 экспериментов. Плавку, перегрев, наводороживание, модифицирование и выдержку расплава АК9 (8,9 Si; 0,29 Mg; 0,24 Mn; 0,41 % Fe) проводили в чугунном тигле печи сопротивления при начальной массе расплава 12,5 кг. Термоскоростное снятие перегрева и частичная кристаллизация с перемешиванием расплава осуществлялись в специальных ковшиках, расчетная

Новые методы и прогрессивные технологии литья

теплоемкость которых от нагрева залитым расплавом была примерно равна теплоте снятия перегрева и частичной кристаллизации расплава. При этом в экспериментах 1, 2, 5-8 (табл. 1) масса используемого расплава составляла около 0,4 кг (для двух заготовок на механические свойства), а в экспериментах 3 и 4 – около 2,5 кг (для двух заготовок на механические свойства и одной технологической пробы на пористость).

Таблица 1. Влияние видов обработки расплава на свойства вторичного сплава АК9 при интенсивном затвердевании

Свойства сплавов	Виды обработки расплава*							
	1	2	3	4	5	6	7	8
Пористость заготовки на механические свойства %	0,16	0,49	0,31	0,23	0,38	0,14	0,08	0,05
α_B , МПа	165	165	185	210	230	215	225	195
δ , %	3,1	2,25	4,95	6,5	9,2	7,2	7,35	3,35

* Виды обработки: 1 – расплав перегрет до 760 °С; 2 – термоскоростное охлаждение (ТСО) расплава от 770±10 °С до температуры ликвидуса (605 °С) и частичная кристаллизация с перемешиванием (ЧКП) на протяжении 35±5 с; 3 – наводороживание расплава (НР) влажным асбестом 2 мин, выдержка (τ_B) 5 мин, ТСО, ЧКП; 4 – НР, модифицирование стронцием (0,05 %), τ_B после НР 10 мин, ТСО, ЧКП; 5 – то же самое при $\tau_B = 50$ мин; 6 – то же самое при $\tau_B = 90$ мин; 7 – то же самое при $\tau_B = 130$ мин; 8 – то же самое при $\tau_B = 170$ мин

Заготовки для определения механических свойств сплава применительно к условиям интенсивного затвердевания представляли собой бруски сечением 15x15 мм и длиной 80 мм, получаемые заливкой расплава в массивные чугунные кокили с исходной температурой 25-30 °С и нормально питаемые при затвердевании по всей длине верхней прибылью. Из этих заготовок вытачивали образцы для определения временного сопротивления разрыву (σ_B) и относительного удлинения (δ) с диаметром разрывной части 8 мм. Металлическая форма для получения отливки технологической пробы на газовую пористость представлена на рис. 1. Отливка включает собственно пробу, литник и прибыль.

Полученные данные приведены в табл. 1, 2. Как видно из табл. 1, сочетание частичной кристаллизации расплава с предварительным наводороживанием, модифицированием стронцием, оптимальной выдержкой и термоскоростным охлаждением по сравнению с расплавом без какой-либо специальной обработки повышает прочность литого металла на 27-40 % и пластичность в 2-3 раза, значительно превосходя требования ГОСТа 2685-75, то есть представляется возможным из частично закристаллизованного расплава АК9 в условиях интенсивного затвердевания получать отливки с высокими механическими свойствами.

Судя по данным табл. 2, незначительная разница между пористостью верхнего и нижнего участков интенсивно затвердевающей пробы (толщина стенки кокиля 30 мм) свидетельствует о том, что частичное затвердевание наводороженного расплава АК9 перед заливкой в форму путем термоскоростного охлаждения и перемешивания, независимо от модифицирования, практически устраняет вредную всплывающую пористость, хотя и существенно уменьшает общий объем пористости. В то же время пористость медленнее затвердевающих литника и прибыли (толщина стенки кокиля 2 мм) приближается к усадке затвердевания сплава АК9, равной примерно 4 % [2]. При этом нужно иметь в виду, что в табл. 2 приведена средняя пористость, отнесенная к полной массе литника и прибыли, тогда как часть расплава затвердела до заливки в форму, то есть действительная пористость затвердевшего в форме

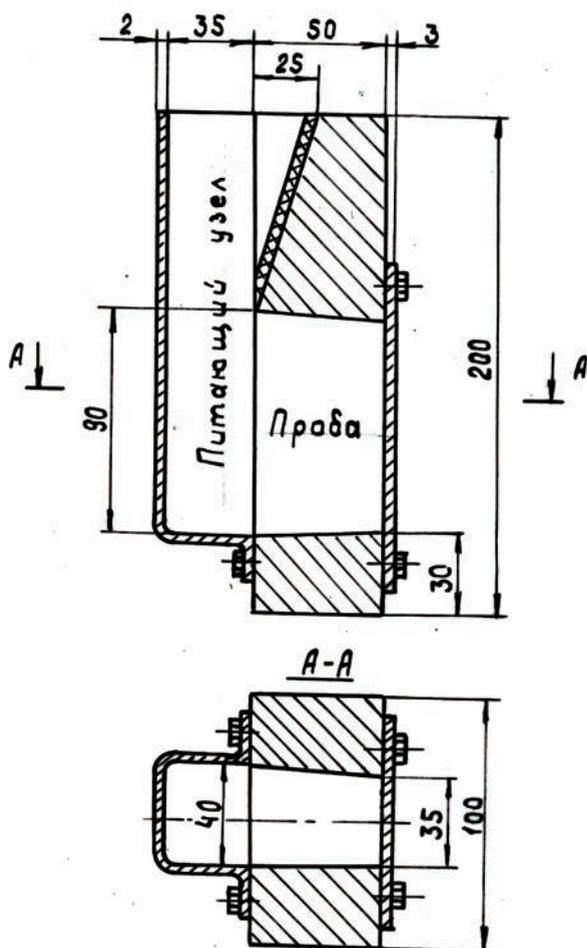


Рис. 1. Металлическая форма технологической пробы

помощью металлического прутка. Процесс разливки металла (с дополнительным наводороживанием по мере необходимости) может продолжаться до двух часов. За это время расплав не теряет свойств, обеспечивающих высокие механические

металла будет больше. Распределение пористости в средней части прибыли показано на рис. 2. Если еще учесть, что при такой пористости механические свойства литого металла литника удовлетворяют требованиям ГОСТа 2685-75 для сплава АК9 ($\sigma_B = 147$ МПа, $\delta = 2\%$), то можно сделать оптимистичное заявление, что сделан серьезный шаг навстречу технологии безусадочного литья. Несмотря на наличие в этом варианте технологии, казалось бы, большого количества операций, ее реализация не сложная: после нагрева до требуемой температуры расплав за 7-10 мин наводороживают и модифицируют, а затем нужную для получения отливки (или нескольких отливок) порцию расплава заливают в ковшик для термоскоростного охлаждения (1-3 мин) и с этого же ковшика заливают в форму с низкой интенсивностью охлаждения (на уровне песчаной формы). Как показал опыт в процессе выполненных исследований, перемешивание расплава АК9 во время его перехода в двухфазное состояние можно осуществлять вручную с

Таблица 2. Влияние видов обработки расплава на свойства вторичного сплава АК9 в отливке технологической пробы на газовую пористость

Участок отливки и свойства		Виды обработки расплава	
		3*	4*
Проба, пористость, %	верх	0,93	1,1
	середина	1,58	1,67
	низ	0,75	0,74
Литник	пористость, %	2,91	2,45
	σ_B , МПа	153	157
	δ , %	1,6	2,6
Прибыль, пористость, %		4,43	3,57

*согласно табл. 1.

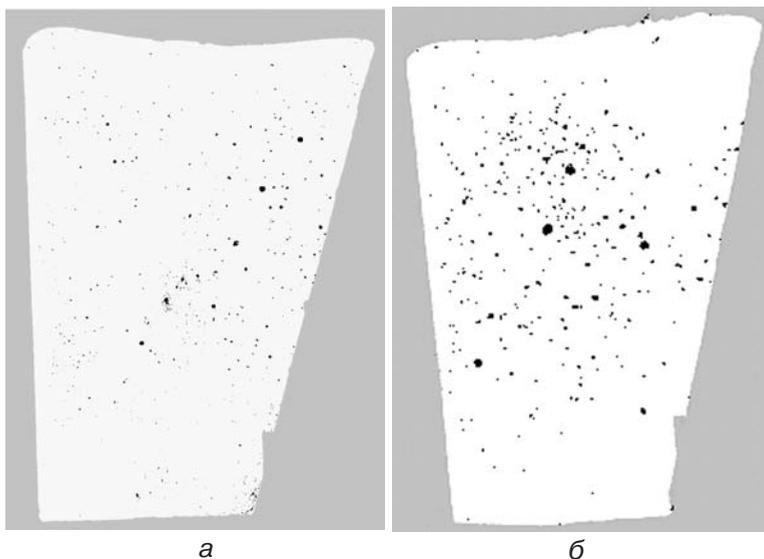


Рис. 2. Распределение водородной пористости в прибыльной части отливки технологической пробы: а – без модифицирования; б – модифицирование стронцием

свойства отливки. Требуется только решить вопрос заполняемости формы частично затвердевшим расплавом с учетом сложности отливки.

Металлографические исследования литого металла, полученного при ускоренном затвердевании в массивном чугунном кокиле, проводились на шлифах поперечного разреза головок разрывных образцов с помощью микроскопа МИМ-7, модернизированного оптической видеокамерой ДСМ 130, по стандартным методам микроскопического анализа (рис. 3). Установили, что для перегретого до 760 °С металла без какой-либо обработки (фото 1) характерно наличие первичных α -Al дендритных кристаллов размером более 1 мм и дендритной ячейкой в среднем 18-25 мкм. Размеры эвтектических областей находятся в диапазоне 100-200 мкм, причем длина сечений пластин эвтектического кремния составляет 40-80 мкм, а ширина - 3-5 мкм.

Тот же металл, прошедший перед заливкой термоскоростное охлаждение с частичной кристаллизацией и перемешиванием (фото 2), имеет аналогичную структуру α -Al дендритов с более крупной дендритной ячейкой (30-35 мкм).

Для металла с дополнительным предварительным наводороживанием расплава и выдержкой 5 мин (фото 3) характерно наличие первичных кристаллов различной дисперсности: более крупные (400-600 мкм) с дендритной ячейкой 45-50 мкм (~ 35 %) и мелкодисперсные с ячейкой 15-20 мкм.

Металл, модифицированный стронцием (0,05 %), в сочетании с теми же видами обработки (фото 4 и 5) состоит из крупных α -Al первичных кристаллов (200-800 мкм) и мелкодисперсных дендритов с ячейкой 10-15 мкм, образовавшихся через потерю устойчивого роста в результате большего переохлаждения. Размеры эвтектических областей также составляют 100-200 мкм, однако эвтектический кремний существенно изменяется до тонкодисперсных волокнистых форм. Длина сечений кристаллов кремния не превышает 5 мкм с шириной сечений пластин в среднем 2-3 мкм.

Аналогичными исследованиями литого металла, полученного при замедленном затвердевании литника технологической пробы на газовую пористость в тонкостенной части кокиля (см. рис. 1), установлено, что после комплексной обработки расплава, включающей наводороживание, 5-минутную выдержку и термоскоростное охлаждение с частичной кристаллизацией и перемешиванием, микроструктура (рис. 4, фото 1) характеризуется наличием наравне с дендритами розеткоподобных и

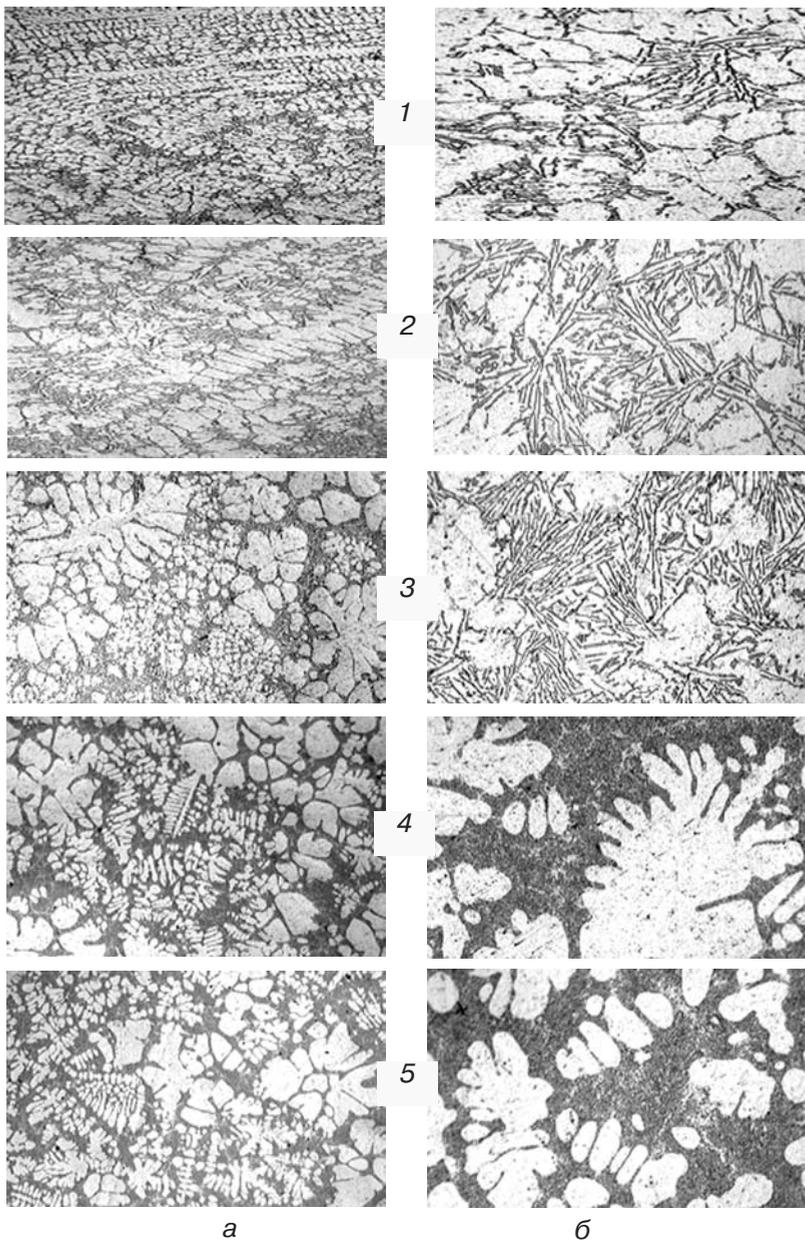


Рис. 3. Влияние видов обработки расплава на структуру сплава АК9 при ускоренном затвердевании в массивном кокиле: 1 – расплав перегрет до 760 °С; 2 – термоскоростное охлаждение (ТСО) расплава от 770±10 °С до температуры ликвидуса (605 °С) и частичная кристаллизация с перемешиванием (ЧКП) на протяжении 35±5 с; 3 – наводороживание расплава (НР) влажным асбестом 2 мин, выдержка (τ_c) 5 мин, ТСО, ЧКП; 4 – НР, модифицирование стронцием (0,05 %), τ_b после НР 10 мин, ТСО, ЧКП; 5 – то же самое при $\tau_b = 50$ мин; а - $\times 60$, б - $\times 244$

округленных кристаллов первичной α -Al фазы (100-300 мкм), а также вырожденным характером эвтектики. Эвтектический кремний кристаллизуется, в основном, в пространстве между первичными α -Al кристаллами, при этом длина сечений кристаллов эвтектического кремния составляет 50-80 мкм с шириной сечений пластин от 3-5 до 8-15 мкм.

После дополнения той же комплексной обработки расплава модифицированием стронцием (0,05 %) микроструктура (рис. 4, фото 2) также характеризуется нали-

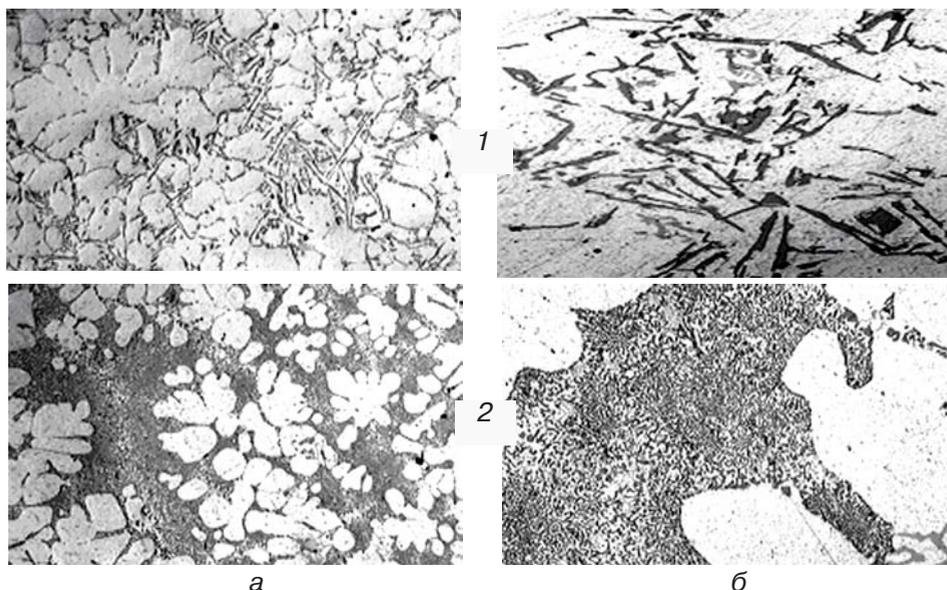


Рис. 4. Влияние видов обработки расплава на структуру сплава АК9 при замедленном затвердевании в тонкостенном кокиле; 1 – НР, $\tau_{\text{б}} = 5$ мин, ТСО, ЧКП; 2 – НР, модифицирование стронцием (0,05 %), $\tau_{\text{б}}$ после НР 10 мин, ТСО, ЧКП (расшифровку см. на рис. 3); а - $\times 60$, б - $\times 244$

нием первичной α -Al фазы (200-400 мкм) наравне с дендритами розеткоподобных и округленных кристаллов. Вследствие меньшей интенсивности теплоотвода степень дифференцирования модифицированной эвтектики уменьшается. Длина сечений кристаллов кремния увеличивается до диапазона 6-25 мкм. Также следует отметить, что в образцах, выточенных из литниковой части, отчетливо наблюдаются эвтектические участки с кристаллами скелетной морфологии (вероятно, α -(Fe,Mn) $_3$ Si $_2$ Al $_{15}$ фаза), которые образуются совместно с первичной α -Al фазой.

Влияние видов обработки расплава (модифицированного в предыдущих исследованиях) на формирование непропитываемых узлов отливки исследовали на заливаемой в кокиль технологической пробе в виде цилиндра диаметром 90 мм, сообщаемого с прибылью питателем диаметром 32 мм (рис. 5). Заливку осуществляли через воронку с диаметром выпускного отверстия 24 мм. Общий объем газоусадочных дефектов (пористости) определяли гидростатическим взвешиванием (табл. 3). Как видно, при заливке исходного расплава при температуре 715 °С без

Таблица 3. Влияние видов обработки расплава на среднюю пористость (%) непропитываемой технологической пробы в зависимости от интенсивности затвердевания

Виды обработки	Температура кокиля, °С	
	25	440
Исходный расплав без обработки, температура заливки 715 °С	2,6	2,7
Наводороживание 2 мин при 750 °С, выдержка 3 мин, температура заливки 725 °С	3,84	5,82
Наводороживание 2 мин при 750 °С, выдержка 3 мин, термоскоростное охлаждение с частичным затвердеванием и перемешиванием, температура заливки 593 °С	4,67 (1,8)*	3,045

*объем пористости без учета концентрированной раковины

какой либо обработки в холодный кокиль (25 °С) в тепловом центре отливки образуется концентрированная усадочная раковина (рис. 5, а), которая после повышения температуры кокиля до 430 °С уступает место рассеянной пористости с отдельными порами размером до 2 мм (рис. 5, б). Средний объем газоусадочных дефектов примерно одинаковый (~2,65 %), в данных условиях он отражает дефицит питания пробы, обусловленный ее геометрической нетехнологичностью.

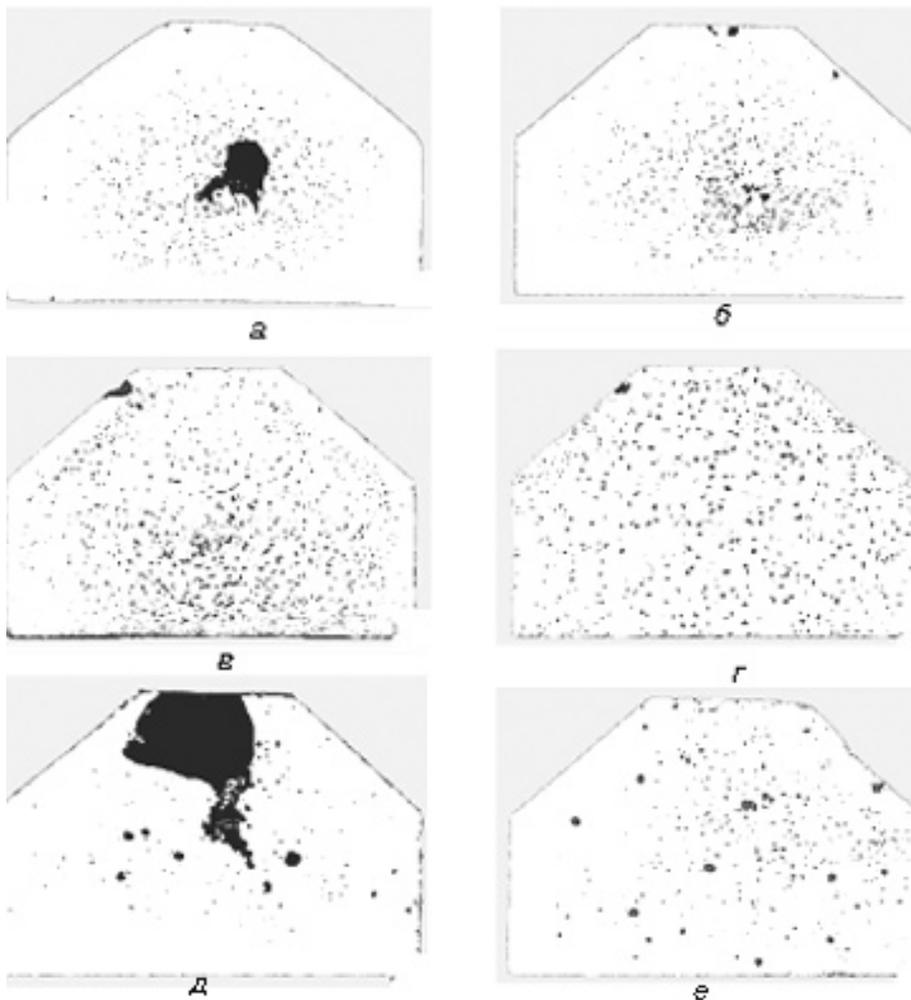


Рис. 5. Влияние видов обработки расплава на формирование непропитываемых узлов отливок из модифицированного стронцием сплава АК9 в металлической форме с исходной температурой 25 (а, в, д) и 430 °С (б, г, е): а, б - исходный сплав, перегретый до 715 °С; в, г - наводороживание 2 мин при 750 °С, выдержка 3 мин, температура заливки 725 °С; д, е - наводороживание 2 мин при 750 °С, выдержка 3 мин, термоскоростное охлаждение с частичным затвердеванием и перемешиванием, температура заливки 593 °С

При заливке перегретого наводороженного расплава в холодный кокиль (рис. 5, в) на шлифе видны только рассеянные поры с максимальным размером в центральной зоне около 0,5 мм и уменьшающиеся по мере удаления от центра. Периферийный ободок шириной около 5 мм визуально кажется беспористым. Общий объем пор составляет 3,84 %, что больше дефицита питания пробы, такую пористость можно было бы считать чисто газовой. Однако под центральной частью питателя на шлифе замечено ликвационное пятно эвтектики (на рисунке не видно), свидетельствующее о том, что после образования в питателе сплошного кристаллического каркаса в пробу продолжала фильтроваться питающая фаза эвтектического состава, то есть газовой пористости было недостаточно для полной компенсации усадки затвер-

девания. Это кажущееся противоречие объясняется тем, что часть газовых пор, возникших еще до образования в питателе связанного кристаллического каркаса, всплыла в верхнюю часть отливки, создавая там скопление мелких пор (на шлифе такое скопление более заметно, чем на фотографии), которые ко времени прекращения питания металлоемкого узла оказываются вмороженными в затвердевший слой металла и поэтому не участвуют в компенсации последующего дефицита питания, но, суммируясь с ним, увеличивают общий объем пористости.

При заливке перегретого наводороженного расплава в горячий кокиль (рис. 5, г) пористость практически равномерно рассредотачивается по всему объему отливки со значительным количеством пор максимального размера в диапазоне 0,5-1,0 мм. При общем объеме 5,82 % эта пористость, безусловно, чисто газовая.

Перевод наводороженного расплава в частично закристаллизованное состояние путем термоскоростного охлаждения с перемешиванием существенно меняет характер образующихся полостей. Прежде всего, следует обратить внимание на концентрированную раковину в верхней части отливки (рис. 5, д). Всего было сделано две заливки частично закристаллизованного сплава (наводороженного и ненаводороженного) в холодный кокиль, и в обоих случаях имела место аналогично расположенная раковина, объем которой вместе с пористостью значительно превышает объем усадки отливки. Кроме того, ниже этой компактной раковины видна еще вытянутая вниз усадочная раковина. И то, и другое является признаком затвердевания ненаводороженного или даже рафинированного сплава. Действительно, пористость представленной на рис. 5, д половинки отливки без учета концентрированной раковины (при гидростатическом взвешивании раковина заполнялась водой) составляет всего лишь 1,8 %. Но в этом случае общий объем газоусадочных дефектов не может превышать объема усадки отливки при затвердевании. На основании изложенного можно с большой вероятностью заключить, что рассматриваемая раковина является дефектом заливки частично затвердевшего сплава в холодный кокиль и получение качественной фасонной отливки в таких условиях является проблематичным и требующим специальных исследований. Здесь уместно отметить одно наблюдение, касающееся исследованного сплава. В литературе [3-5] приведены данные, согласно которым в бинарных силуминах с содержанием кремния более 8-9% связанный кристаллический каркас в зоне двухфазного состояния затвердевающей отливки не образуется даже при температурах, близких к эвтектической. Исползованный в данной работе сплав содержал около 9 % Si с температурой эвтектического затвердевания несколько ниже 570 °С (определено термическим анализом). Тем не менее, в процессе разлики перемешанного частично затвердевшего сплава при начальной температуре 593 °С происходило схватывание суспензии, и часть сплава не выливалась из ковшика.

Заливка аналогично обработанного двухфазного сплава в горячий кокиль (рис. 5, е) дает практически равномерно рассредоточенную по объему отливки пористость, причем на фоне густо рассеянных мелких пор (менее 0,3 мм) четко контрастируют редко рассеянные поры круглой формы диаметром 1-2 мм (похоже на рис. 2). Общий объем такой газовой пористости составляет 3 % и этого оказалось достаточно для полной компенсации усадки затвердевания сплава.

Соотношение между пористостью отливок, полученных в горячем и холодном (без учета дефекта заливки) кокилях как из перегретого наводороженного сплава, так и наводороженного сплава в двухфазном состоянии примерно одинаковое, однако для частично затвердевшего сплава объем пористости значительно меньше (~2 раза), что еще раз подтверждает рафинирующее воздействие термоскоростного охлаждения с перемешиванием. Тем не менее, представленный на рис. 5, е результат подтверждает также возможность получения отливок без концентрированных усадочных дефектов в условиях недостаточного или вообще при отсутствии питания в процессе затвердевания из частично затвердевшего сплава АК9. Этому благоприятствует и отсутствие утяжин.

Для определения механических свойств пористого литого металла, заслуживающего внимания в плане безупрочного литья (рис. 5, г, е), из нижней и верхней половин цилиндрической части отливок вырезали образцы с диаметром разрывной части 10 мм. Полученные данные приведены в табл. 4, из которой видно, что пористость верхней половины несколько больше, чем нижней, соответственно снизились показатели прочности и пластичности. Причем, судя по данным табл. 1, 2 и 4, при заливке модифицированного стронцием сплава в двухфазном состоянии с ростом пористости (Π , %) в исследованных пределах прочность снижается по закону, близкому к линейному (рис. 6), $\sigma_B = 240 - 35,6 \Pi$, то есть каждый процент пористости понижает прочность на 35,6 МПа. При заливке такого же сплава в перегретом состоянии значения пористости получаются на 40-60 % выше, однако по механи-

Таблица 4. Влияние видов обработки расплава на распределение свойств в непропитываемой технологической пробе при заливке в горячий кокиль

Участок отливки	Свойства	Виды обработки расплава	
		наводороживание 2 мин при 750 °С, выдержка 3 мин, температура заливки 725 °С	то же плюс ТСО с ЧКП, температура заливки 593 °С
Нижняя половина цилиндрической части	пористость, %	4,87	3,0
	σ_B , МПа	130	130
	δ , %	3,1	0,75
Верхняя половина цилиндрической части	пористость, %	5,98	4,38
	σ_B , МПа	101	79
	δ , %	-	0,44

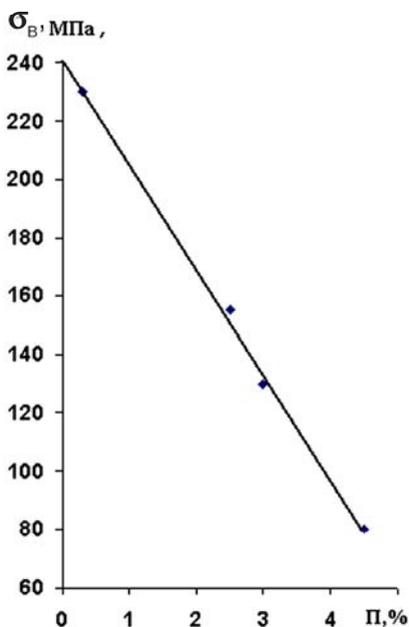


Рис. 6. Влияние газовой пористости на прочность модифицированного стронцием сплава АК9, залитого в двухфазном состоянии

ческим свойствам металл не уступает залитому в двухфазном состоянии.

Проверку на герметичность осуществляли на пластинках толщиной 5 мм, вырезанных из приосевого слоя каждой отливки (рис. 5, г, е). В обоих случаях при продувке сжатым воздухом (0,6 МПа) в воде обнаружена слабая течь, в основном, в зоне теплового центра диаметром около 15 мм, расположенной на уровне перехода цилиндрической части отливки в коническую. С уменьшением толщины пластинки на 0,5-1,0 мм течь существенно усиливалась и распространялась на другие участки, особенно для сплава, залитого в двухфазном состоянии. Такие же пластинки вырезали из прибыльной части технологической пробы на газовую пористость (см. рис. 2). Оказалось, что немодифицированный металл, представленный на рис. 2, а, негерметичен по всему сечению и его пластинка давала сильную течь на всех участках кроме боковых кромок при минимальном давлении. Такую же течь показала и верхняя треть пластинки, вырезанная из модифицированного металла прибыли на

рис. 2, б. Остальная часть пластинки оказалась герметичной. Различие полученных результатов объясняется, по-видимому, тем, что во втором случае модифицирование стронцием привело к снижению пористости (см. табл. 2).

Таким образом, выполненными исследованиями установлена возможность получения из частично закристаллизованного расплава АК9 отливок с высокими механическими свойствами. Однако для этого требуется предварительная комплексная обработка расплава, включающая наводороживание, модифицирование и термоскоростное охлаждение, а также интенсивное затвердевание отливки.

Частичная кристаллизация наводороженного расплава путем термоскоростного охлаждения с перемешиванием практически устраняет вредную всплывающую газовую пористость, сокращая при этом общий объем пористости в отливке. Тем не менее, в условиях низкой интенсивности теплоотвода этой пористости достаточно для компенсации усадки затвердевания сплава, что создает предпосылки реализации технологии безусадочного литья. Превышение объема пористости сверх необходимого приводит к необоснованному существенному снижению механических свойств и нарушению герметичности литого металла.



Список литературы

1. Котлярский Ф. М., Белик В. И., Борисов Г. П. Влияние стронция на свойства наводороженного силумина АК9 // Процессы литья. – 2009. – № 5. – С 28-34.
2. Милицын К. Н. Усадка металлов и сплавов в жидком состоянии и методы ее определения // Усадочные процессы в металлах. – М.: АН СССР, 1960. – С. 65-73.
3. Бочвар А. А., Новиков Н. Н. О твердожидком состоянии сплавов разного состава в период их кристаллизации // Изв. АН СССР. ОТН. – 1952. – № 2. – С. 217-233.
4. Гуляев Б. Б. Литейные процессы. – М.; Л.: Машгиз, 1960. – 416 с.
5. Бахтияров Р. А. О зависимости величины усадочной пористости в отливках от положения сплава на диаграмме состояния // Изв. АН СССР. ОТН. Metallургия и топливо. – 1962. – № 4. – С. 62-69.

Поступила 17.04.2009

УДК 621.74.04

С. И. Репях, В. Е. Хрычиков*

ООО «ИТЛ-Лассо», Днепропетровск

*Национальная металлургическая академия Украины, Днепропетровск

ТОЧНОСТЬ МАССЫ ОТЛИВОК В ЛИТЬЕ ПО ВЫПЛАВЛЯЕМЫМ МОДЕЛЯМ

Установлено, что точность массы отливок особо ответственного назначения, изготавливаемых из жаропрочных никелевых сплавов методом литья по выплавляемым моделям, в основном, определяется их размерной точностью и возрастает с увеличением модуля охлаждения отливки.

Ключевые слова: отливка, масса, точность, допуск, размер, усадка.