

УДК 621.74.042:669 715

**А. И. Семенченко, В. М. Дука, И. В. Хвостенко,
В. Ю. Шейгам, А. Г. Вернидуб, Л. К. Шеневидько**

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

ТЕХНОЛОГИЯ ЦЕНТРОБЕЖНОГО РЕОЛИТЬЯ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Разработана технология изготовления из алюминиевых сплавов методом центробежного реолитья с вертикальной осью вращения фасонных отливок, дисковых и кольцевых тиксозаготовок с высокодисперсной недендритной морфологией кристаллической структуры, обеспечивающая существенное повышение уровня однородности структуры и свойств литого металла во всем объеме отливки.

Ключевые слова: алюминий, кристаллизация, центробежное реолитье, морфология, структура.

Розроблено технологію виготовлення із алюмінієвих сплавів методом відцентрового реолиття з горизонтальною віссю обертання фасонних виливків, дискових та кільцевих тиксозаготовок з високодисперсною недендритною морфологією кристалічної структури, що забезпечує істотне підвищення рівня однорідності структури та властивостей литого металу в об'ємі виливка.

Ключові слова: алюміній, кристалізація, відцентрове реолиття, морфологія, структура.

The manufacturing techniques from aluminium alloys by a method centrifugal rheocasting with a vertical axis of rotation for shaped castings, disk and ring tixocast bars with superfine nondendritic morphology of the crystal structure, providing essential increase of level of uniformity of structure and properties of cast metal in all volume of casting are developed.

Keywords: aluminium, crystallization, centrifugal rheocasting, morphology, structure.

Формообразование литых заготовок из твердо-жидкого металла в корне меняет традиционные представления о технологических и служебных характеристиках литейных алюминиевых сплавов и требует принудительного характера заполнения рабочей полости литейной формы под высоким давлением [1].

Поэтому основная масса отливок реолитья (за исключением тиксозаготовок) производится на машинах литья под давлением или методами штамповки твердо-жидких сплавов. На наш взгляд на рынке технологий реолитья алюминиевых сплавов имеют перспективы также и методы центробежного литья, в первую очередь, для производства цилиндрических и кольцевых тиксозаготовок и фасонных отливок, близких по конфигурации к телам вращения, для изделий ответственного назначения.

Преимуществами центробежного литья является повышение производительности труда, возможность полной механизации и автоматизации, уменьшение

потребности в высококвалифицированной рабочей силе, что наряду с повышением физико-механических и эксплуатационных характеристик литого металла при одновременном снижении материальных и энергетических затрат обеспечивает высокую конкурентоспособность данных технологий, в том числе перед ковкой и другими технологиями рынка заготовительных производств.

Вместе с тем, одним из основных недостатков традиционных методов центробежного литья, кроме потребности специализированного оборудования, является искусственное увеличение силы тяжести более тяжелых компонентов в составе используемых сплавов, включая железосодержащие интерметаллиды, под действием центробежных сил, что может привести к неоднородности химического и фазового состава сплава в объеме отливки. В условиях заливки в полость литейной формы металла в твердо-жидком состоянии опасность повышения уровня ликвации компонентов в значительной степени устраняется, а снижение температуры заливки расплава позволяет обеспечить дополнительную экономию дорогостоящих алюминиевых сплавов и энергоресурсов, а также резко повысить стойкость литейной оснастки и улучшить экологические характеристики.

В настоящее время одним из наиболее перспективных методов приготовления металлической суспензии для реализации технологий реолитья алюминиевых сплавов благодаря своей простоте и отсутствию необходимости использования сложного и дорогостоящего оборудования является прямой термический метод.

Скорость охлаждения расплава в момент реализации процесса зарождения центров кристаллизации в рамках данного метода реолитья поддерживается на высоком уровне, а далее на этапе роста зародившихся центров она резко снижается, что обычно достигается при заливке низкотемпературного сплава в тонкостенную форму.

В работе [2] показано, что основной причиной формирования недендритной структуры при использовании прямого термического метода реолитья является движение расплава в момент роста кристаллов. При этом недендритная морфология формируется независимо от природы потока вследствие его воздействия на межфазную поверхность на границе расплав-кристалл, которая приводит к переходу от регулярной дендритной морфологии к хаотически ветвящейся.

В разработанной технологии центробежного реолитья сочетание тепловых условий прямого термического метода реолитья и непрерывного движения расплава на этапах заливки, зарождения центров кристаллизации первичной фазы и их роста достигается в условиях заливки металла в полость литейной формы по тонкостенному металлическому желобу.

Экспериментальные исследования влияния температуры заливки расплава и воздействия центробежных сил на формирование кристаллической структуры первичной фазы и свойства металла опытных отливок, изготовленных из сплава АК7 в условиях центробежного литья, проводили на лабораторной установке с вертикальной осью вращения, принципиальная схема которой представлена на рис. 1.

Установка центробежного литья включает вращающуюся массивную металлическую форму, которая состоит из двух полуформ 1, скрепленных между собой болтами 9, заливочную воронку или тонкостенный металлический желоб 10 для заливки расплава в рабочую полость литейной формы, электродвигателя с валом 8, ведущего 6 и ведомого 5 шкивов, приводного ремня 7, вала 3, закрепленного в подшипниках 4, гайки 2.

В качестве объекта исследования была выбрана промышленная отливка оребренного кольцевого диска. Опытная литейная форма, смонтированная на установке центробежного литья, и экспериментальные отливки представлены на рис. 2. Наружный и внутренний диаметры экспериментальной отливки детали «турбинка гидромфты» равны 80 и 220 мм соответственно. Толщина кольцевого диска отливки – 8 мм, а длина, высота и толщина ребер соответственно равны 60, 10 и 5 мм. Рабочую полость литейной формы окрашивали теплоизоляционной литейной краской.

Металл для проведения экспериментальных исследований выплавляли в лабораторной плавильной печи сопротивления емкостью рабочего тигля до 5 кг алюми-

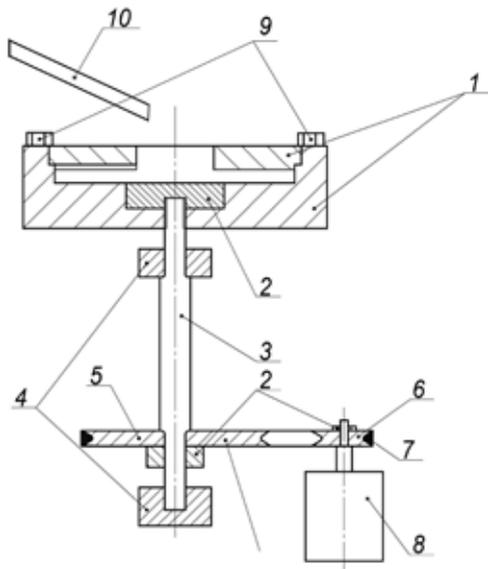
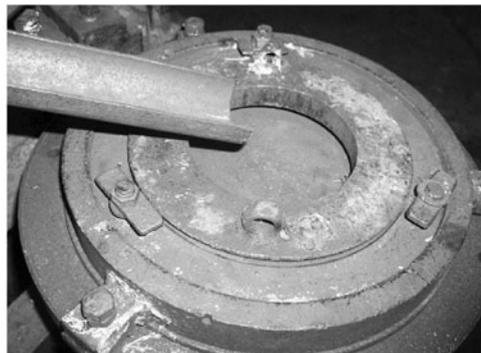
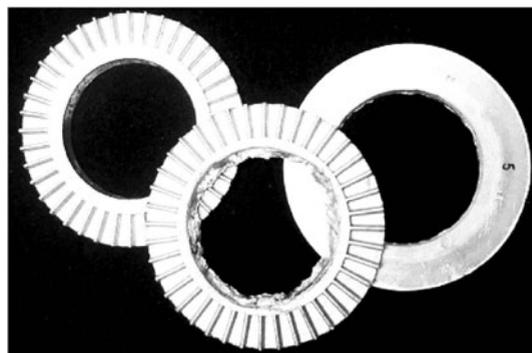


Рис. 1. Схема лабораторной установки центробежного литья с вертикальной осью вращения: 1 – полуформы; 2 – гайки; 3 – вал; 4 – подшипники; 5 – ведомый шкив; 6 – ведущий шкив; 7 – приводной ремень; 8 – электродвигатель; 9 – крепежные болты; 10 – заливочный лоток



а



б

Рис. 2. Опытная литейная форма (а), смонтированная на лабораторной установке центробежного литья, и экспериментальные отливки (б) из сплава марки АК7

ниевое расплава. Для предотвращения возможности загрязнения расплава примесями железа использовали чугунный тигель с обмазкой его рабочей поверхности специальным составом. В качестве шихтового материала использовали ранее приготовленный базовый сплав марки АК7 (7,7 % Si; 0,63 % Mg; 0,47 % Fe).

После расплавления шихты и перегрева расплава до температуры 720-730 °С проводили экспрессный контроль его химического и фазового состава, а также температурных параметров процесса кристаллизации сплава методом компьютерного термического анализа [3]. Термограмма процесса кристаллизации контрольного образца рабочего сплава приведена на рис. 3. Температура начала кристаллизации первичной фазы (α -твердого раствора алюминия) согласно данным термического анализа равняется 608 °С, а температура кристаллизации эвтектической составляющей – 565 °С.

С учетом установленного значения температуры ликвидуса сплава эксперименты проводились при температурах заливки расплава 700, 640, 627, 620, 615 и 605 °С (рис. 4). Рабочая температура литейной формы в момент заливки равнялась 240 ± 10 °С.

В процессе каждого эксперимента расплав, находящийся в плавильной печи при температуре 720-730 °С, зачерпывали специальным разливающим ковшом со стационарно установленной и подключенной через АЦП к персональному компьютеру термопарой типа ХА и при достижении требуемой величины температуры заливки производили заливку расплава через тонкостенный металлический желоб в рабочую полость литейной формы, вращающуюся со скоростью 400 оборотов в минуту. После окончания процесса затвердевания и охлаждения металла отливки до 450-400 °С прекращали вращение формы, производили ее разборку и удаление опытной отливки.

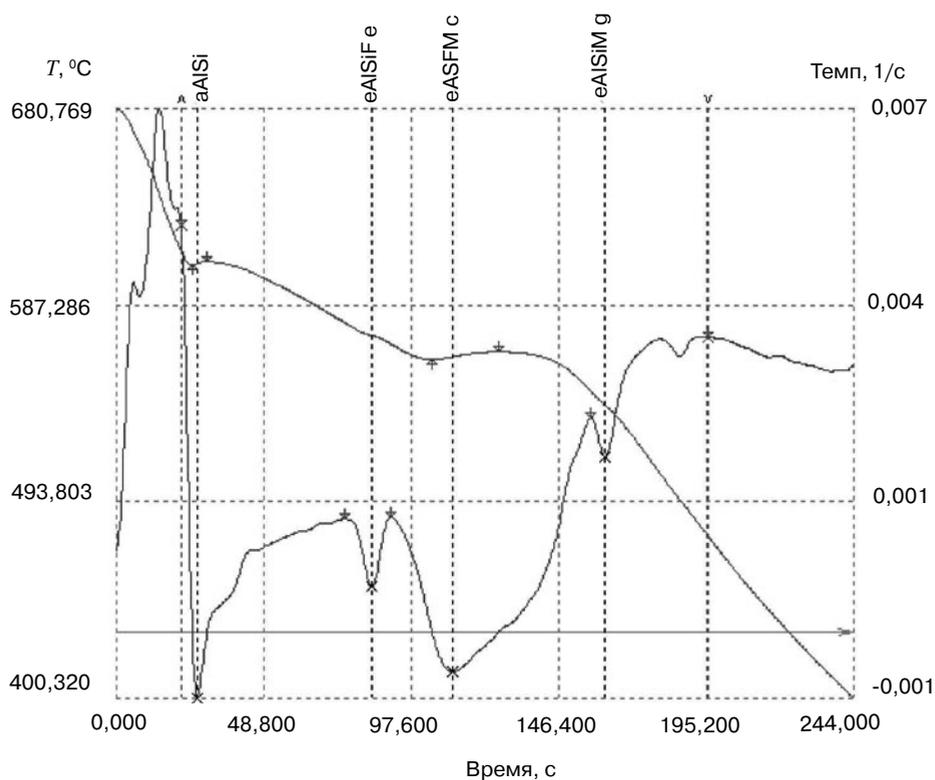


Рис. 3. Термограмма процесса кристаллизации рабочего сплава марки АК7

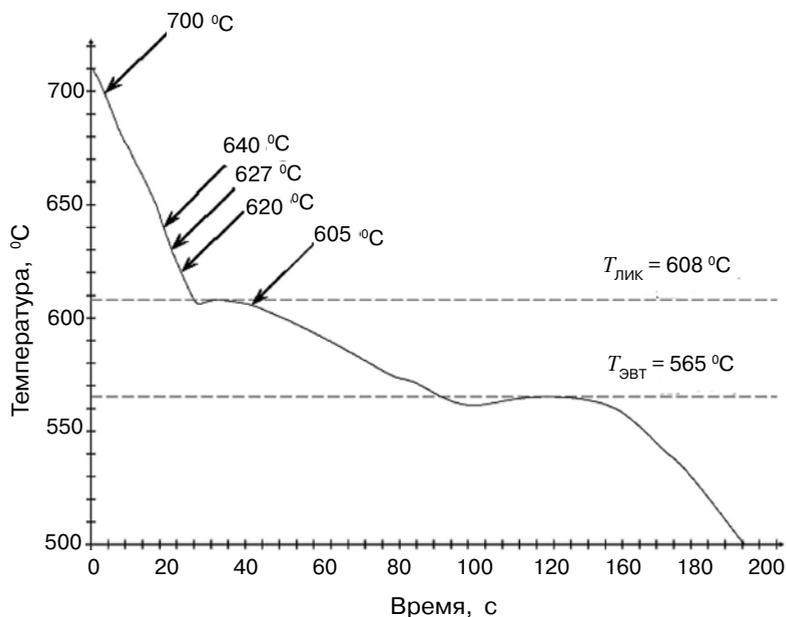
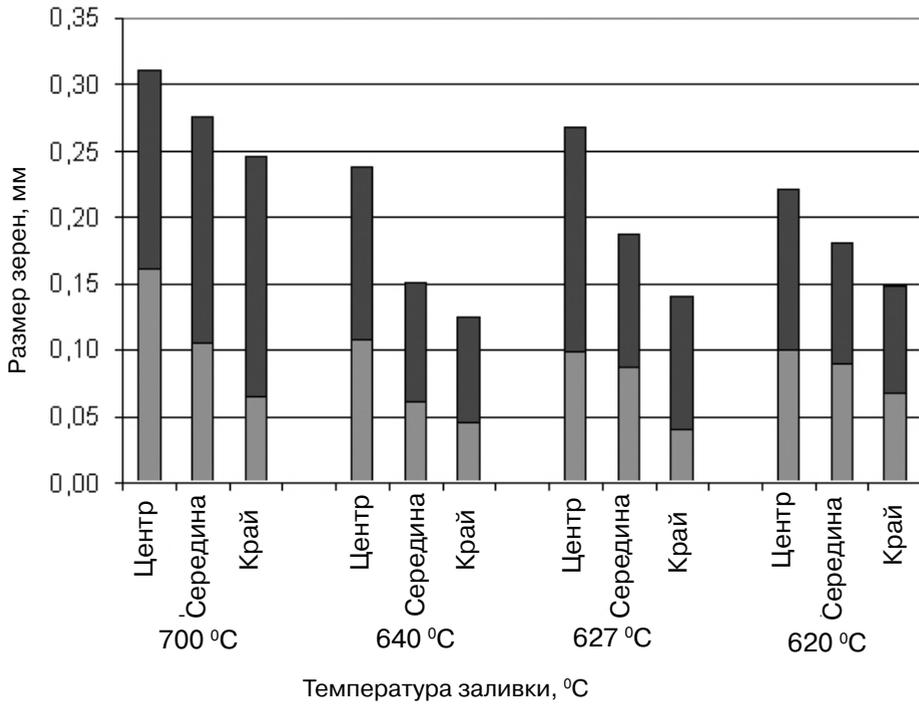
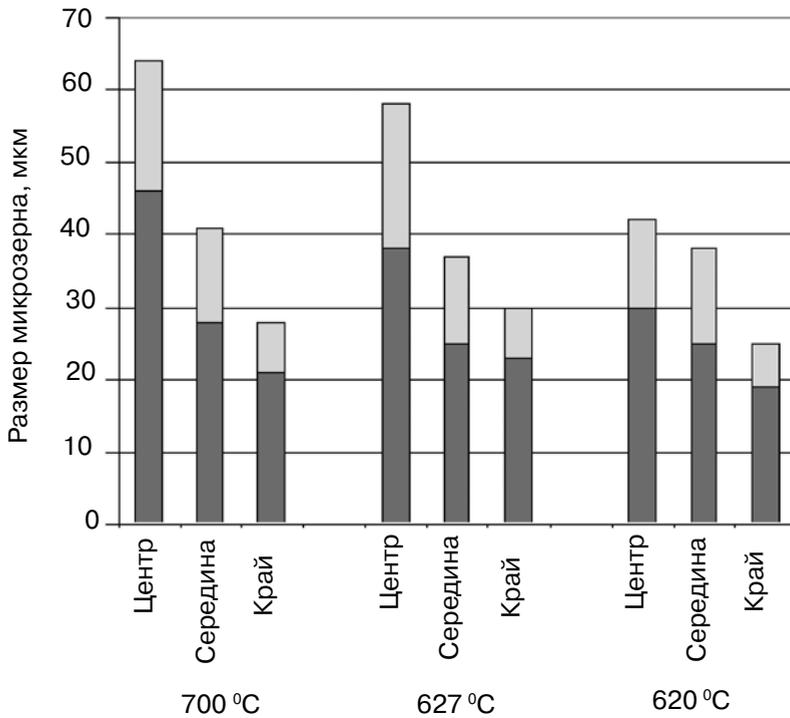


Рис. 4. Диапазон экспериментальных температур заливки расплава при изготовлении опытных отливок из сплава марки АК7 методом центробежного реолитья

После контроля плотности металла экспериментальных отливок производили их порезку для изучения структуры и свойств литого металла. На рис. 5-8 представлены



а



б

Рис. 5. Гистограммы размеров зерен макроструктуры (а) и микрозерна (б) опытных образцов из сплава марки АК7, полученных центробежным литьем

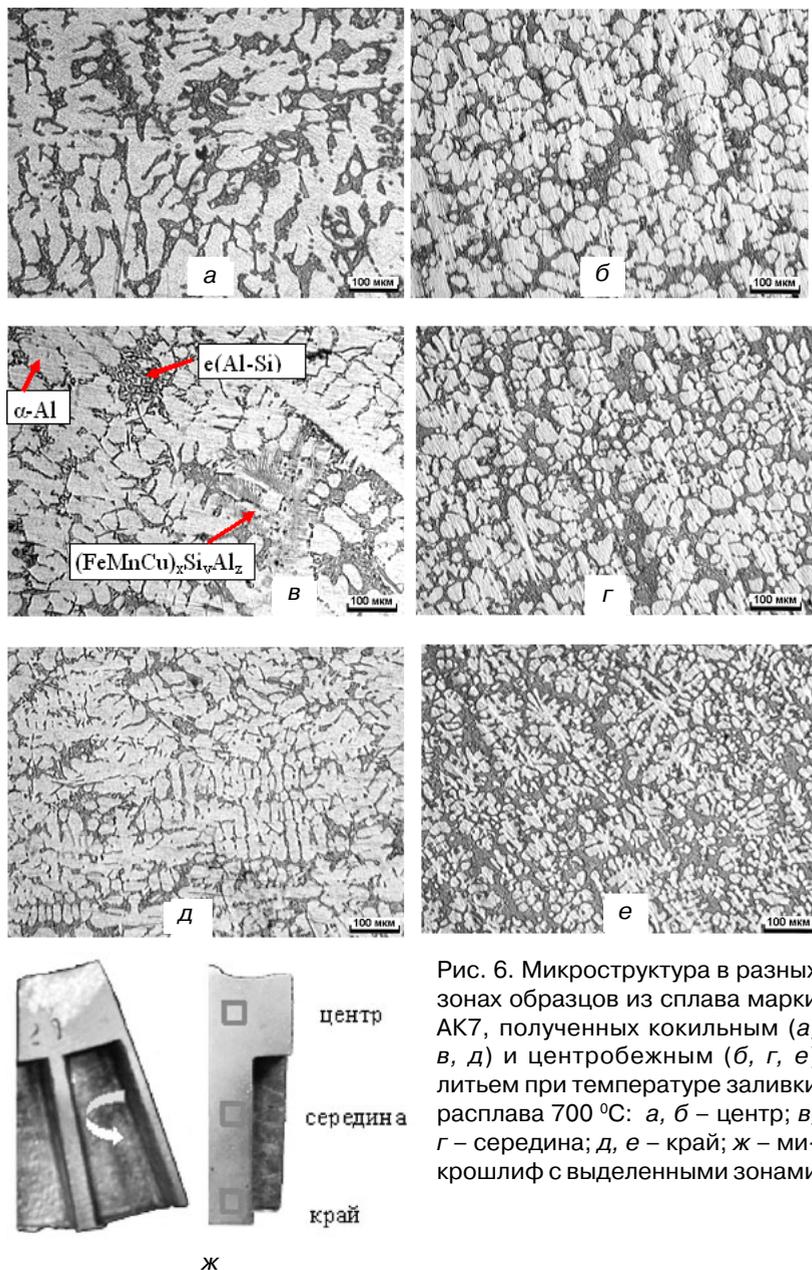


Рис. 6. Микроструктура в разных зонах образцов из сплава марки АК7, полученных кокильным (а, в, д) и центробежным (б, г, е) литьем при температуре заливки расплава 700 °С: а, б – центр; в, г – середина; д, е – край; ж – микрошлиф с выделенными зонами

результаты исследования влияния температуры заливки расплава на кристаллическую структуру сплава АК7 в поперечной осевой плоскости опытных отливок.

Макроструктура металла отливок из сплава АК7, отлитых методом центробежного реолия, отличается высокой дисперсностью (рис. 5, а), уровень которой повышается по мере снижения температуры заливки расплава. Одновременно возрастает однородность кристаллической структуры литого металла в объеме отливок. Так, диапазон максимальных и минимальных размеров макрозерна от значений 0,31-0,07 мм при температуре заливки 700 °С снижается до 0,22-0,07 мм при температуре заливки 620 °С. Следовательно, максимальный размер макрозерна снижается по мере уменьшения температуры заливки в 1,4 раза, а диапазон разбега величины зерна в сечении отливки снижается в 1,6 раза. Особенно значительно такое влияние понижения температуры заливки на структуру литого металла отмечается в наружных слоях отливок. Снижение максимального размера и разбега величин макрозерна в этом случае равны 1,7 и 2,4 раз соответственно.

Подобная трансформация дисперсности кристаллической структуры первичной фазы в металле опытных отливок при снижении температуры заливки расплава наблюдается и на микроуровне (рис. 6-8).

При этом даже в случае использования максимальной в данном исследовании температуры заливки расплава ($700\text{ }^{\circ}\text{C}$) в объеме металла опытных отливок формируется структура кристаллов первичной фазы розеточно-дендритной морфологии. В то время, как при такой же температуре гравитационной заливки в условиях кокильного литья в процессе кристаллизации α -твердого раствора алюминия в объеме опытных отливок формируется традиционная морфология дендритных кристаллов с размерностью дендритного параметра на уровне 23, 28 и 33 мкм в наружной, средней и центральной зонах опытной отливки (рис. 6, а, в, д).

По мере снижения температуры заливки расплава во вращающуюся вокруг вертикальной оси литейную форму исходная при $T_{\text{зал}} = 700\text{ }^{\circ}\text{C}$ розеточно-дендритная морфология трансформируется в чисто розеточную, розеточно-глобулярную и глобулярно-розеточную кристаллические структуры.

Максимальный размер микрозерна снижается от значения 46 мкм при температуре заливки $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ до 30 мкм в случае заливки расплава при температуре $620\text{ }^{\circ}\text{C}$, а разбег величин микрозерна уменьшается соответственно от 39 до 24 мкм, то есть примерно в 1,6 раза.

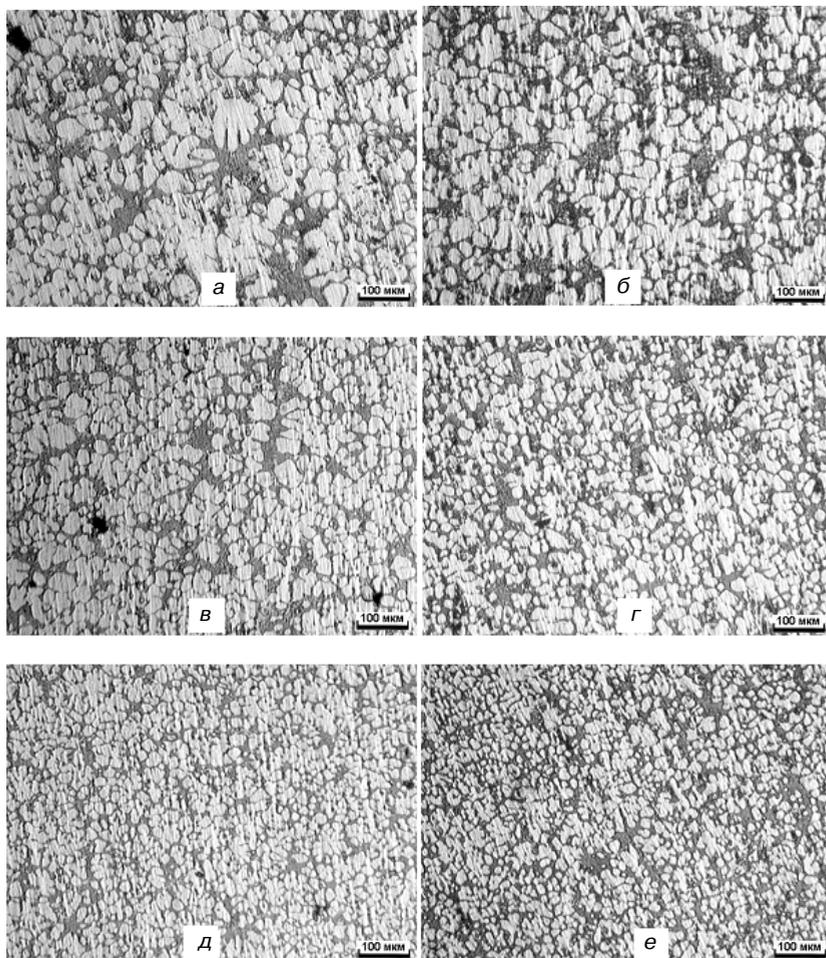


Рис. 7. Микроструктура в разных зонах образцов из сплава марки АК7, полученных центробежным литьем в зависимости от температуры заливки расплава: а, в, д – $T_{\text{зал}} = 640\text{ }^{\circ}\text{C}$; б, г, е – $T_{\text{зал}} = 627\text{ }^{\circ}\text{C}$; а, б – центр; в, г – середина; д, е – край

Новые методы и прогрессивные технологии литья

Таким образом, достигнутый максимальный уровень дисперсности недендритной структуры литого металла в объеме опытной отливки детали «турбинка гидромфты» в виде соотношения максимального и минимального значений размера микрочерна составил 30/12, 25/13 и 19/6 мкм в центральной, средней и крайней зонах поперечного сечения отливки (рис. 6-8).

В таблице представлены результаты исследования влияния технологии литья и температуры заливки расплава на предел прочности на разрыв и твердость металла опытных отливок в литом состоянии. Прочность сплава определяли по методике, изложенной в работах [4, 5].

Прочностные характеристики металла опытных отливок в литом состоянии

Температура заливки расплава, °С	Технология литья	Значения предела прочности на разрыв, МПа	Твердость, ед. НВ
750	литье в кокиль	197	67
750	центробежное рео-литье	213	74
640	"_"	220	76
627	"_"	221	77
620	"_"	213	73
615	"_"	214	74

Снижение температуры заливки расплава до 640-627 °С в условиях центробежного реолитья позволяет повысить твердость металла отливок детали «турбинка гидромфты» из сплава марки АК7 на 15 % и величину предела прочности на разрыв в литом состоянии на 12,5 %. Принятый в качестве объекта сплав АК7 не подвергался операции химического модифицирования и термической обработки. Тем не менее достигнутые значения прочностных характеристик литого металла превышают требования стандарта к данной марке сплава, в том числе и в термообработанном состоянии.

Поэтому достигаемая при низкотемпературной заливке расплава экономия материальных и энергетических ресурсов в данном случае может быть дополнена технологическим отказом от энергоемкой операции термической обработки отливок.

Анализ кристаллической структуры отливок, изготовленных в процессе данной серии экспериментальных исследований из жидко-твердого металла, например, при температуре заливки 605 °С (рис. 8, б, г, е), что на 3 °С ниже температуры ликвидус, вызывает значительный интерес с научной точки зрения. В данном случае начальный этап кристаллизации первичной фазы сплава происходил в условиях низкой интенсивности охлаждения когда расплав находился в заливочном ковше в состоянии покоя и без перемешивания. В результате сформировавшиеся в это время до начала заливки расплава кристаллы α -твердого раствора имеют достаточно большие габариты. В дальнейшем в процессе заливки расплава из ковша на желоб, движения металла по желобу, последующей заливки его в рабочую полость вращающейся формы, производится интенсивное перемешивание затвердевающего расплава с частичным разрушением зародившихся кристаллов. В результате в кристаллической структуре первичной фазы опытной отливки одновременно присутствуют кристаллы различной морфологии и степени дисперсности (рис. 8), то есть сформировалась псевдокомпозитная структура [6].

Таким образом, разработана технология изготовления из алюминиевых сплавов фасонных отливок с высокодисперсной недендритной морфологией кристаллической структуры, а также дисковых и кольцевых тиксозаготовок методом центробежного литья с вертикальной осью вращения. Исследованы закономерности

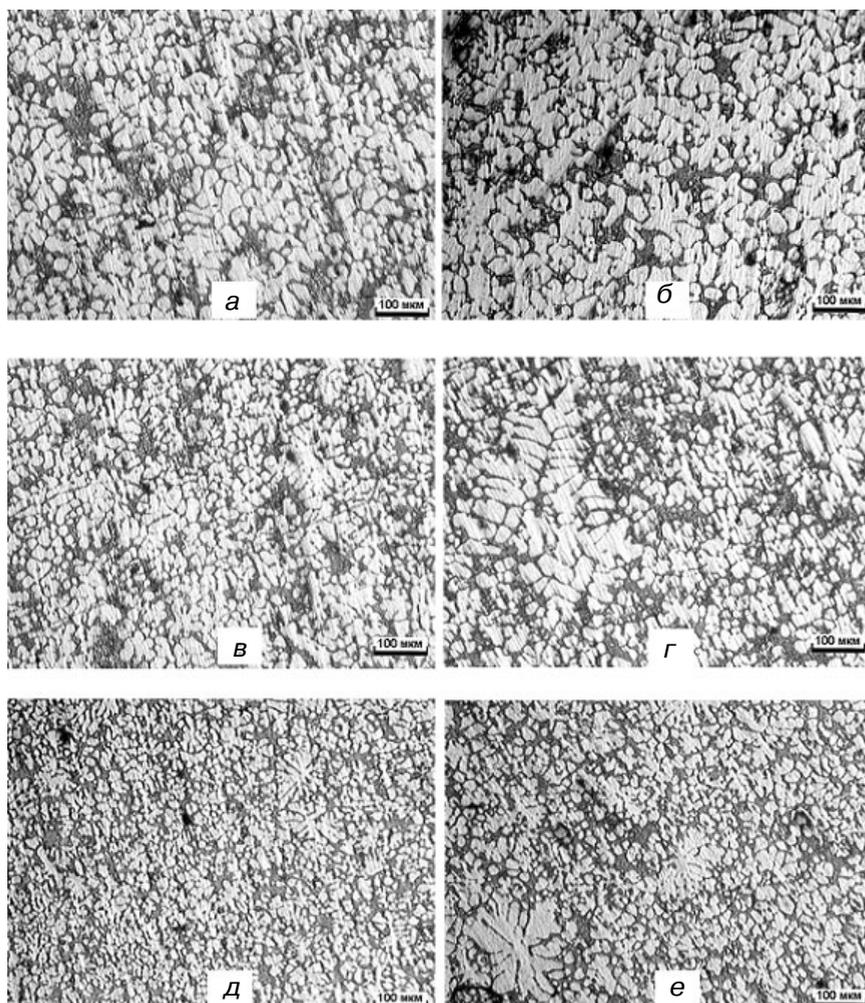


Рис. 8. Микроструктура в разных зонах образцов из сплава марки АК7, полученных центробежным литьем в зависимости от температуры заливки расплава: а, в, д – $T_{\text{зал}} = 620$ °С; б, г, е – $T_{\text{зал}} = 605$ °С; а, б – центр; в, г – середина; д, е – край

формирования кристаллов первичного α -алюминия в зависимости от технологических параметров процесса центробежного литья. Технология обеспечивает резкое повышение уровня однородности химического состава, кристаллической структуры и свойств литого металла во всем объеме отливки.

Достигнутые значения прочностных характеристик металла в литом состоянии превышают требования стандарта к термообработанному сплаву.



Список литературы

1. Семенов Б. И., Куштаров. К. М. Производство изделий из металла в твёрдожидком состоянии. Новые промышленные технологии : учеб. пособие. – М.: Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2010. – 223 с.
2. Исследование компонентов прямого термического метода получения недендритной морфо-

- логии / Е. И. Марукович, А. Г. Борисов, А. И. Семенченко и др. // Литье и металлургия. – 2013. – №4. – С. 24-28.
3. Борисов Г. П., Смутьский А. А., Семенченко А. И. Экспресс-контроль расплава и прогнозирование свойств будущей отливки на стадии приготовления жидкого металла на основе усовершенствованного метода термического анализа // Процессы литья. – 2007. – № 1-2. – С. 19-22.
4. Веллер И., Ремане С. Информативность параметров кратковременной прочности алюминиевых литейных материалов // Теория и практика процессов цветной металлургии. Опыт металлургов ГДР. – Москва: Металлургия. – 1987. – С. 22-30.
5. Василенко З. А., Крушенко Г. Г., Балашов Б. А. Оценка качества отливок из сплава АЛ9 по твердости // Проблемы прочности. – 1990. – № 8. – С. 121-122.
6. Борисов А. Г., Белик В. И., Семенченко А. И. Исследование формирования псевдокомполитных структур путем двухстадийной кристаллизации для сплава АК7ч // Процессы литья. – 2012. – № 4. – С. 20-26.

Поступила 08.12.2014

УДК 621.771

А. В. Ноговицын, А. Д. Подольцев*, И. Н. Кучерявая*

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

*Институт электродинамики НАН Украины, Киев

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ТУРБУЛЕНТНОГО ТЕЧЕНИЯ РАСПЛАВА В ДВУХВАЛКОВОМ КРИСТАЛЛИЗАТОРЕ С ЩЕЛЕВЫМ ПИТАТЕЛЕМ

Разработана трехмерная математическая модель и компьютерная методика по расчету турбулентного течения расплавленного металла в межвалковом канале двухвалкового кристаллизатора при вертикальной подаче металла через щелевой питатель. Компьютерные исследования проведены с использованием численного метода конечных элементов и программы Comsol. По результатам моделирования изучены особенности течения металла в объеме кристаллизатора с учетом краевых эффектов, формирования вихревых структур течения расплава в межвалковом зазоре, распределения характеристик турбулентности в объеме расплава.

Ключевые слова: валковая разливка-прокатка, трехмерное компьютерное моделирование, турбулентное течение, поле скорости, циркулирующая расплава, характеристики турбулентности.

Розроблено тривимірну математичну модель та комп'ютерну методику з розрахунку турбулентної течії розплавленого металу в міжвалковому каналі двохвалкового кристалізатора при вертикальній подачі металу через щілину. Комп'ютерні дослідження проведено з використанням методу кінцевих елементів у програмі Comsol. За результатами моделювання вивчено особливості руху металу в об'ємі кристалізатора, з урахуванням крайових ефектів, замкнуті вихрові структури течії розплаву в міжвалковому зазорі, розподілення характеристик турбулентності в об'ємі розплаву.

Ключові слова: валкова розливка-прокатка, тривимірне комп'ютерне моделювання, турбулентна течія, поле швидкості, циркуляція розплаву, характеристики турбулентності.

The three-dimensional mathematical model and computer technique are developed for computations of turbulent molten metal flowing in the gap of twin-roll caster at vertical melt feeding through the slit nozzle. The computer modeling is carried out by finite-element method in Comsol. The fea-