

ПРОИЗВОДСТВО И ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ С МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ

©2009 С. Ф. Тлустенко, А. М. Бибииков, Л. В. Журавель, А. А. Коптев

Самарский государственный аэрокосмический университет

Моделирование литейных процессов позволяет разработать аналитическое представление взаимосвязей факторов и компонентов процесса и изменять температурные режимы, применять механические магнитные и акустические воздействия на расплав в процессе его кристаллизации. Появляется возможность получения характеристик металла в зависимости от структуры и фазового состава.

Легирование, переохлаждение, рельеф, структура, кристаллизатор, выносливость, ультрадисперсная монокристаллическая структура

В конце XX века в мировой практике начали внедряться технологии литья деталей методами направленной кристаллизации и монокристалльного литья. Наметила устойчивая тенденция к изучению и разработке технологий литья крупногабаритных заготовок типа фасонных деталей шасси самолетов и др., силовых деталей в самолетостроении с мелкозернистой структурой для значительного повышения усталостной прочности изделий и обеспечения изотропности свойств по всем направлениям.

Фирма *Haumet Co.*, США, разработала и освоила процесс *Microsoft-X*, позволяющий получить мелкозернистую структуру в отливках за счет низкой температуры заливки металла в форму с перегревом на $T_{ликв} \sim 11^\circ \text{C}$ [1].

Для достижения эффекта повышения усталостной прочности литых деталей разработчик рекомендует стремиться к микроскопическим размерам неметаллических включений, а рассеянную пористость залечивать гидростатической обработкой.

Авторы статьи с 80 годов прошлого столетия также занимаются разработкой технологии литья деталей с мелкой и субмикроскопической структурой.

Впервые гипотезу о возможности получения в отливках ультрамелкой структуры выдвинул Ацуми Оно [2]. Он объяснил появление чрезвычайно мелких зерен распадом дендритных осей – зародышей равноосных зерен с последующей коагуляцией обломков и формированием субмикроскопической структуры.

Согласно теории кристаллизации, например, уменьшение размеров зерна материала в 10 раз приводит к увеличению прочности примерно в 3 раза, а при дальнейшем уменьшении зерна мы сталкиваемся с эффектом сверхпластичности [3]. Практическое подтверждение гипотеза А. Оно получила в работах других исследователей, в которых описано образование гранулярной структуры в тонких пленках, полученных из жидкого состояния при большой скорости охлаждения.

Для повышения плотности и получения мелкой структуры можно использовать в качестве инокуляторов отработанную в дробетных камерах предварительно просеянную стальную дробь. Необходимо учитывать, что введение в расплав различных твердых, в основном окисленных, модификаторов приводит к пересыщению металлов различными окислами и ухудшению свойств изделий. При этом в применяемых технологиях при производстве любых отливок технологи пытаются использовать разнообразные способы направленного теплоотбора. Авторы многих статей при разработке методик не учитывают, что в основе всех существующих методов управления структурообразованием отливок лежит использование трех зависимостей [3]:

1. Зависимость скорости зарождения центров кристаллизации от переохлаждения расплава.

2. Зависимость линейной скорости роста кристаллов от переохлаждения.

3. Зависимость количества кристаллизованного расплава от времени, отводимого на кристаллизацию.

В процессе аналитического исследования предсказана и экспериментально подтверждена возможность получения центробежным и другими способами отливок со структурами от монокристаллических до ультрадисперсных из ряда технических расплавов при изменении интенсивности гравитационного поля центрифуги. Получена новая информация о поведении расплавов металлов в искусственных гравитационных полях при кристаллизации. В отличие от имеющейся информации о монотонном уменьшении размера зерна с ростом коэффициента гравитации получены и обоснованы сведения о явной нелинейности данной зависимости.

Анализируя нормированные зависимости Таммана (рис. 1), можно предположить то, что переохлаждение расплава, равное ΔT_{opt}^n , однозначно приведет к получению отливки с максимально измельченной структурой за счет роста количества зародышей (далее в гомогенной системе) при ограниченном объеме расплава без дополнительных модификаторов.

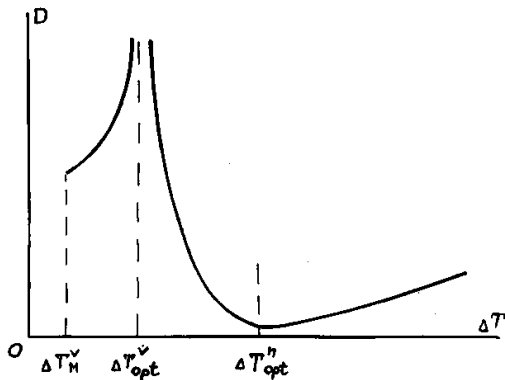


Рис. 1. Нормированные зависимости Таммана

Получение переохлаждений, соответствующих ΔT_{opt}^v , приведет к форсированному росту линейных размеров кристаллов.

Рост имеет место для систем гомогенного и гетерогенного типа. Обобщая эти выводы, можно синтезировать алгоритм по управлению крупностью зерна отливки, когда управляющим параметром является переохлаждение. В этом случае зависимость величины зерна отливки (произведенной

любым способом) от значения величины переохлаждения имеет вид, приведенный на рис.2.

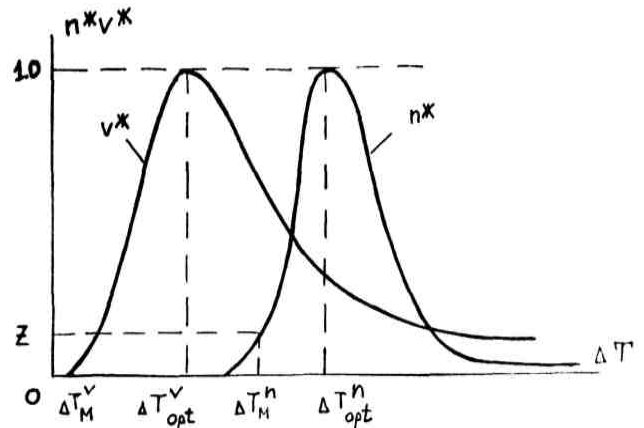


Рис. 2. Зависимость величины зерна отливки от создаваемого переохлаждения

Требуемое переохлаждение в расплаве (кроме обычных путей охлаждения) можно создать, формируя в расплаве поле давлений, распределенное любым способом.

Учитывая, что зависимость температуры кристаллизации расплава имеет вид

$$T_{kp}^{Px} = T_{kp}^{Po} + \alpha Px, \tag{1}$$

где T_{kp}^{Px} , T_{kp}^{Po} - температуры кристаллизации при давлениях Px и нормальном Po ; α - коэффициент принятой модели.

Можно получить искомую зависимость величины переохлаждения ΔT от Px в предположении, что расплав термостатирован на уровне температуры кристаллизации T_{kp}^{Po} :

$$\Delta T = T_{kp}^{Px} - T_{kp}^{Po} = \alpha Px. \tag{2}$$

Значения величины α для ряда металлов в сплавах следующие:
 алюминий - $6,4 \cdot 10^{-2}$
 медь - $4,2 \cdot 10^{-2}$
 никель - $3,7 \cdot 10^{-2}$
 железо - $3,1 \cdot 10^{-2}$

Соотношение степени переохлаждения и давления на расплав варьируется.

Отсюда следует, что для создания оптимального переохлаждения (адекватного значениям интервалов метастабильности) необходимо сформировать в расплаве давление несколько десятков МН/м², что при производстве, например, фасонных отливок в керамических формах просто неприемлемо.

Можно представить себе несколько иной способ использования давления для форсированного роста твердой фазы - либо за счет повышения скорости зародышеобразования $n^*(\Delta T)$, либо линейной скорости роста $v^*(\Delta T)$ кристаллов. Действительно, используя зависимость степени переохлаждения расплава от скорости охлаждения, можно изначально переохлаждать весь расплав до уровня, например, равного ΔT_m^n , и затем, сформировав в расплаве давление

$$Px_1 = \frac{1}{\alpha} (\Delta T_{opt}^n - \Delta T_m^n), \quad (3)$$

получить желаемый результат по структурообразованию отливки. Аналогичный результат может быть получен применительно к задаче укрупнения структуры:

$$Px_2 = \frac{1}{\alpha} (\Delta T_{opt}^v - \Delta T_m^v). \quad (4)$$

В данном случае для устойчивого управления структурой отливки необходимы гораздо меньшие давления Px_1, Px_2 , так как

$$\begin{aligned} \Delta T_m^v &> \Delta T_{opt}^v - \Delta T_m^v, \\ \Delta T_m^n &> \Delta T_{opt}^n - \Delta T_m^n. \end{aligned} \quad (5)$$

Учитывая то обстоятельство, что значение, например, производной $\alpha n^*/\alpha(\Delta T)$ в интервале $\Delta T_m^n + \Delta T_{opt}^n$ превышает 10^{10} , нетрудно рассчитать требуемое давление, необходимое для увеличения скорости зародышеобразования в заданное количество раз

$$P_{x_1} = \frac{[z-1] \cdot n / \Delta t_m^n}{\alpha n^* / \alpha(\Delta T)}, \quad (6)$$

что в конечном итоге будет определять крупность зерна отливки.

При направленной кристаллизации расплавов и их объемном равномерном охлаждении в нелинейных гравитационных полях центрифуг и приведенном механизме влияния на n^* и v^* получаемого давления Px за счет наличия центробежных сил $F_{ц}$:

$$Px \approx 0,05\gamma \cdot x \cdot Kg, \quad (7)$$

где γ - удельный вес расплава;

x - удаление расплава от оси вращения;

Kg - коэффициент гравитации,

добавляются искажения за счет $F_{ц}$ исходного потенциального рельефа и, как следствие,

появляются существенные предпосылки к форсированному росту твердой фазы.

Рассмотрим исходный потенциальный рельеф (рис.3).

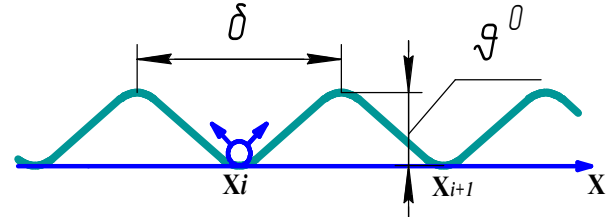


Рис. 3. Схема исходного потенциального рельефа

Атом, находясь в потенциальной ямке (X_i), из-за симметрии потенциального рельефа равновероятно может переместиться в направлении $+X$ или $-X$. Анализ зависимостей Таммана

$$n(\Delta T) = K \exp \left\{ \frac{1}{\Delta T - T_0} \left[\frac{v^0}{R} + \frac{B\sigma^3}{(\Delta T)^2} \right] \right\}, \quad (8)$$

где v^0 - высота потенциального рельефа;

R - газовая пористость;

B - постоянная вещества;

σ - поверхностное натяжение;

T_0 - температура плавления,

приводит к выводу, что идентичное увеличение $n(\Delta T)$ можно получить, увеличивая ΔT либо уменьшая v^0 .

Наличие центробежной силы $F_{ц}$, равной:

$$F_{ц} = m' \omega_x^2 = m'g \cdot Kg, \quad (9)$$

где m' - масса атома;

ω - угловая скорость вращения расплава с потенциальной энергией

$$E(x) = -xF_{ц} = -m^1 \omega^2 x^2, \quad (10)$$

приводит к искажению исходного потенциального рельефа (рис.4).

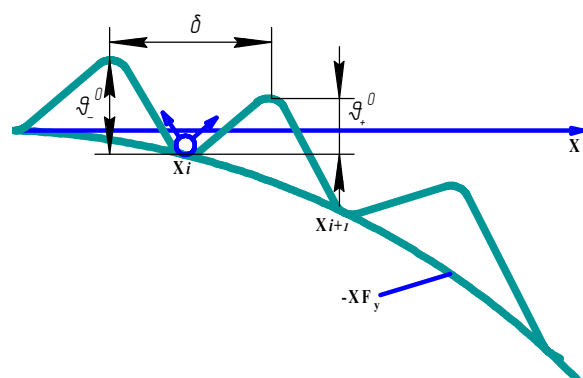


Рис. 4. Схема искаженного потенциального рельефа

На самом деле для перемещения атома из X_i ямки в X_{i+1} необходима энергия активации

$$V_i^0 = V^0 - \frac{\delta}{2} F_y = V^0 - \frac{\delta}{2} m^1 \omega^2 x. \quad (11)$$

Для альтернативного перемещения в направлении $-X$ аналогичная энергия равна

$$V_x^0 = V^0 + \frac{\delta}{2} F_y = V^0 + \frac{\delta}{2} m^1 \omega^2 x. \quad (12)$$

Суммарное изменение энергии активации равно:

$$\Delta V_\Sigma^0 = \delta F_y = \delta m^1 \omega^2 x_i. \quad (13)$$

При отсутствии F_y (см. рис.3) поток атомов расплава к твердой фазе можно определить следующим образом:

$$\Pi_1 = K_1 \exp(-v^0/KT), \quad (14)$$

где $K_1 = n_k v_p$;

n_k - число атомов, контактирующих с зародышем;

v - частота колебания атома;

ρ - вероятность перемещения атома в направлении присоединения.

Аналогичный поток «дырок» перемещается, естественно, в направлении $-X$ (здесь и далее имеется в виду не массоперенос, а одноатомное перемещение к границе фаз).

Поток атомов в направлении $+X$ (без вывода) равен

$$\Pi_2 \approx \frac{\delta n s m^1 \omega^2 x}{6 \tau_0 K T} \exp(-v^0/K T), \quad (15)$$

где S - поверхность присоединения атомов $\tau_0 = 1/v$.

Совместный анализ выражений (14) и (15) показывает, что их отношение равно:

$$Z^* = \frac{\delta n s m^1 \omega^2 X}{6 K T n_k P} \approx 0,7 \cdot 10^{45} \frac{\delta s m^1}{T} K g. \quad (16)$$

В реальных условиях литейного производства при $Kg \gg 1$ значение $Z^* \gg 1$ даже без учета соответствующих переохлаждений ΔT . Данное обстоятельство и объясняет возможность формирования твердой фазы в нелинейных гравитационных силовых полях и других способах управления затвердеванием сплавов [3].

В принципе, можно оценить адекватное по интенсивности влияние $n(\Delta T)$, приведенное (или пересчитанное) к ΔT :

$$\Delta T \approx \sqrt{\frac{B \tau^3}{T \ln/4}}, \quad (17)$$

$$M = \frac{K}{\frac{\Pi m^1}{T} K g + K \exp\left[\frac{B[\tau 1,11 \cdot 10^{-7} \gamma K g - 1]^3}{T(T_y + \Sigma K g)^2}\right]}, \quad (18)$$

$$\Pi = \frac{\delta n s m' g}{6 \tau_0 K T}; \quad \Sigma = 1,11 \cdot 10^4 \gamma \alpha, \quad (19)$$

где T_y - значение переохлаждения, полученного естественным путем.

Таким образом, доказана некоторая адекватность по влиянию на процесс формирования из расплава твердой фазы при наличии внешнего неравномерного гравитационного поля, например, центрифуги.

В этой связи очевидна зависимость (аналогичная рис. 4) величины зерна отливки от коэффициента гравитации (рис. 5). Величина зерна α (полученная в статике) с ростом Kg несколько уменьшается, что объяснимо изломом дендритов и модифицированием расплава обломками. Дальнейший рост Kg приводит к проведению кристаллизации в зоне максимума зависимости $V^*(\Delta T)$ или $V^*(Kg)$, то есть в зоне резкого увеличения размера зерна, вплоть до моноструктуры.

Далее, с увеличением Kg кристаллизация проводится в зоне максимума $n^*(\Delta T)$ или $n^*(Kg)$, что приводит к резкому росту количества центров кристаллизации, то есть к уменьшению размера зерна при $Kg = K_y$ ($K_y = \Delta T_{opt}$).

После достижения минимального размера зерна α_y он начинает несколько повышаться, что может быть, очевидно, объяснимо сопутствующим ростом давления в расплаве, уменьшением диффузии, повышением вязкости.

Рассматриваемая эпюра (рис.5) может иметь место, естественно, лишь в случае, когда побудительной причиной к началу кристаллизации является наличие гравитационного силового поля требуемой интенсивности и квазитермостатирование расплава.

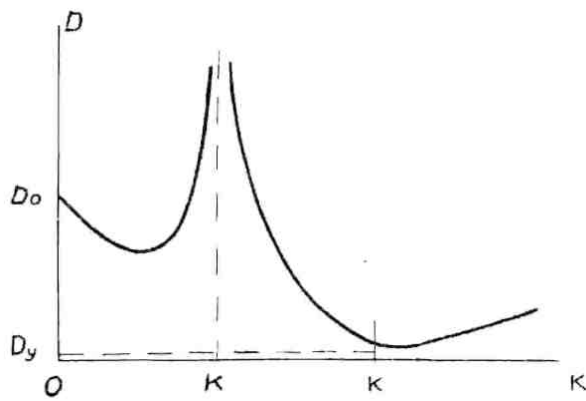


Рис. 5. Зависимость величины зерна отливки от коэффициента гравитации

Экспериментальное исследование для проверки метода управления структурообразованием проводилось на следующих сталях и сплавах: А99, ВАЛ5, АЛ4, Р9, ЖС6К, ВНЛ-5, ВЖЛ-14, ЖС-30 и др.

Керамическая оболочковая форма помещается в кристаллизатор с жидким металлическим либо другим наполнителем. Опорный наполнитель и керамическая форма до заливки прогреваются до температуры $T_{зал}$ рабочего сплава. Далее в форму заливается рабочий сплав. В исходном состоянии кристаллизатор находится вертикально в центрифуге и по мере её разгона принимает горизонтальное положение.

В ходе экспериментов была исследована область до 1000 Kg при скоростях сопутствующего охлаждения рабочего сплава 2...10°C/с.

По результатам исследований и графических иллюстраций установлена сходимость с теоретическим обоснованием зависимостей. При этом получены и ультрадисперсные и монокристаллы, причем монокристаллы получены без затравок. Таким образом, получено достоверное подтверждение теоретических предпосылок.

Аналогичные результаты получены при воздействии на затвердевающие расплавы различного химического состава.

С использованием разработанных методик изготовлены опытные партии литых деталей и проведена оценка работоспособности и конструктивной прочности литых и штампованных деталей.

Как уже было показано, совершенствование технологии литья позволяет получать высококачественные литые заготовки с за-

данными структурой и свойствами материала. Необходимое соотношение прочности и пластичности сталей дают право на их внедрение в производство. Но о конструктивной прочности и надежности работы деталей недостаточно судить по механическим свойствам стандартных образцов, так как они не могут характеризовать реальную пластичность и надежность в условиях различных режимов нагружения. Для объективной оценки надежности работы деталей надо знать такие их свойства, как малоцикловая выносливость, склонность к замедленному разрушению и чувствительность к трещине.

Исследование сравнительной конструктивной прочности литых заготовок и штамповок проводилось по следующим характеристикам:

- испытания стандартных образцов на чувствительность к трещине, замедленное разрушение и повторную статику;
- испытание на повторную статику деталей;
- малоцикловые испытания деталей;
- копровые испытания узлов с литыми деталями;
- летные испытания изделий с литыми деталями.

По результатам испытаний были составлены сравнительные характеристики для сталей ВНЛ-3 и 30ХГСА согласно программе испытаний.

Испытания на чувствительность к трещине проводились в соответствии с инструкцией ВИАМ № 619-69 на замедленное разрушение в упругих тензомерах на образцах с надрезом (радиус надреза 0,1...0,15 мм) под действием постоянного напряжения.

Испытания образцов на повторную статику проводились по пульсирующему циклу с частотой 12 циклов в минуту. За критерий оценки принималось число циклов до разрушения.

Результаты испытаний показали, что образцы из прутка стали 30ХГСА и отливок из ВНЛ-3 имеют достаточно сходные характеристики.

Повторно-статическая прочность проушин из сталей 30ХГСА и ВНЛ-3 исследовалась при повторных нагружениях по пульсирующему циклу с частотой 16 циклов в минуту при нагрузках P_{max} равных 12000,

14000, 16000 кг. За критерий оценки принималось число циклов до разрушения. Статическая выносливость образцов, изготовленных из отливок стали ВНЛ-3, несколько выше статической выносливости образцов из стали ЗОХГСА. В соответствии с ОСТ-90090-82 на отливках из стали ВНЛ-3 в местах, доступных для контроля качества, допускается исправление дефектов заваркой. Для установления возможности подварки по дефектным местам были испытаны на повторную статику образцы-проушины с различными зонами подварки, имитирующими наиболее вероятные дефекты. После подварки образцы дополнительной термической обработке не подвергались. По каждому виду подварки испытано по два образца. Для объективности два образца не подваривались. У отдельных образцов по месту подварки наблюдались по границе подварки непровар длиной от 2 до 85 мм и включения площадью от 1 до 14 мм². Испытания проводились по пульсирующему циклу с частотой 16 циклов в минуту. У образцов - проушин с подваркой по имитированным дефектным местам и у образцов - проушин без подварки число циклов до разрушения находится на одном уровне.

Повторно-статическая прочность кронштейнов (чертежи 154.82.1750.П8, 154.82.1750.155, 154.82.2002.175) из стали ВНЛ-3 определялась нагрузкой, равной 0,5 от расчетной, с частотой 15 циклов в минуту. В процессе стендовых испытаний кронштейнов (черт. 154.82.1750.118, 154.82.2002.175) происходило разрушение крепежных болтов. Разрушенные болты заменялись новыми и испытания продолжались. Результаты представлены в табл. 1. Испытания проводились в пределах допустимого числа циклов нагрузки.

Исследованию подвергались 9 наименований литых деталей, изготовленных в керамические формы по выплавляемым моделям.

Таблица 1- Итоги испытания кронштейнов

№ №	Чертеж	Пульсирующая нагрузка	Число циклов нагруж.
1	204.82.1750.118	30600 кгс	402610
2	204.82.1750.155	26700 кгс	420000
3	204.82.2002.175	37500 кгс	300000

Исследование на копровых установках проводилось на передних Е7-4901-00Л и основных стойках Е7-4100-300Л.

Результаты исследований показали, что материал передних и основных стоек имеет стабильные требуемые характеристики по условиям эксплуатации.

После проведения копровых испытаний передние и основные стойки были разобраны и исследованы их геометрические размеры и поверхность детали. Состояние деталей после копровых испытаний удовлетворительное.

Результаты исследований на повторно-статические нагрузки передней стойки Е7-4901-00Л и основной Е7-4100-300Л приведены соответственно в табл. 2, 3.

Исследование прочности, герметичности и эксплуатационных характеристик проводилось на разных цилиндрах по заданным схемам. Собранные цилиндры были испытаны на прочность давлением до 360 кгс/см²; на герметичность - давлением 210 кгс/см², 240 кгс/см², 260кгс/см². После испытаний цилиндры были разобраны, проведены люмоконтроль, магнитный контроль и рентгенконтроль. Изменений геометрических размеров и трещин не имелось. Затем цилиндры были собраны, испытаны на герметичность давлением от 210 кгс/см² и в специальном приспособлении давлением до 450 кгс/см². При достижении проектных показателей дальнейшее испытание прекращено. Образование трещин и изменение геометрических размеров не обнаружено.

Таблица 2 - Итоги стендовых испытаний цилиндров №1, №2, №3 (тыс. циклов)

Порядковый номер образца	№1	№2	№3	Разброс допустимых норм
Литой вариант	21	25	39	1,7%
Штампованный вариант	28	36	19	

Таблица 3 - Итоги эксплуатационных испытаний цилиндров №1, №2, №3 (тыс. циклов)

Порядковый номер образца	№1	№2	№3	Разброс допустимых норм
Литой вариант	42	48	53	2,3%
Штампованный вариант	23	59	32	

Эксплуатационные испытания проводились на литых цилиндрах основной и передней амортизационных стоек шасси изделия 24 с гарантированным ресурсом 1500 взлетов-посадок. После налета 1750 часов (1450 взлетов-посадок) изменений в узлах не выявлено. Литые цилиндры испытания выдержали.

Выводы

1. Определены принципиально новые технологии изготовления литых заготовок и заготовок, подвергающихся дальнейшей деформации за счет кристаллизации сплавов в неравномерных силовых полях, которые позволяют решить задачи получения не только высококачественного литья, но и задачи по созданию принципиально новых сплавов.
2. Предложенные технологические приемы обеспечивают требуемую работоспособность литых деталей и образцов в условиях статического, повторно – статического и динамического нагружения. Уровень свойств отливок не уступает поковкам и штамповкам. Работоспособность литых деталей подтверждена длительными испытаниями на стендах и в составе агрегатов на изделиях авиационной техники.

Библиографический список

1. Дибров, И.А. Состояние и перспективы развития литейного производства / И.А. Дибров // Тр. VIII съезда литейщиков России.- Т.1.- 2007.
2. Пелих, С.Г. Оптимизация металлоемкости и надежности литых деталей/ С.Г. Пелих // Литейное производство.- №6.- 2006.- С.8-16.
3. Пикунов, М.В. Кристаллизация сплавов и направленное затвердевание отливок / М.В. Пикунов, И.В. Беляев, Е.В. Сидоров.- Владимир: ВГУ, 2002.- С.214-219.
4. Гаврилин, И.В. Плавление и кристаллизация металлов и сплавов / И.В. Гаврилин Владимир: ВГУ, 2000.- С. 260-267.

References

1. Dibrov I.A. State and prospects of development of foundry. Russia. Transactions of the 8th Congress of casters of Russia. Book 1, 2007, p.3-12.
2. Pelikh S.G. Optimization of metal's capacitance and reliability of cast parts. Foundry. №6. 2006, p.8 -16.
3. Pikunov M.V., Belyaev I.V., Sidorov E.V. Alloy crystallization and directional hardening of foundry. Vladimir. VGU, 2002. p.214-219.
4. Gavrilin I.V. Melting and crystallization of metals and alloys. Vladimir. VGU, 2000. p.260-267.

MANUFACTURE AND TECHNOLOGY OF PRODUCTION OF ALLOYED STEEL WITH MICROCRYSTAL STRUCTURE

©2009 S. F. Tlustenko, A. M. Bibikov, L. V. Zhuravel, A. A. Koptev

Samara State Aerospace University

Production of billets by casting processes allows controlling the composition and the structure of the billets' material at the expense of the modification of casting processes, temperature regimes, mechanical, magnetic, acoustic impacts on the flux and others. Metal's characteristics depending on the inner structure and crystallization conditions of the flux have been investigated.

Alloying, overcooling, relief, structure, crystallizer, durability, ultra-dispersion, monostructure

Информация об авторах

Тлустенко Станислав Федотович, кандидат технических наук, доцент Самарского государственного аэрокосмического университета. Тел. (846) 267-46-01. E-mail: titan250@mail.ru. Область научных интересов: исследование взаимосвязи механических свойств материалов и состава, процессов литья и обработки металлов давлением.

Бибиков Алексей Михайлович, заведующий лабораторией Самарского государственного аэрокосмического университета. Тел. 960-818-30-46. Область научных интересов: литейное производство, управление процессами кристаллизации, изучение микроструктуры металлов.

Журавель Леонид Васильевич, кандидат технических наук, заведующий отраслевой лабораторией Самарского государственного аэрокосмического университета. Тел. 927-707-41-72. Область научных интересов: проектирование технологических процессов получения сплавов с заданными свойствами.

Коптев Андрей Анатольевич, индустриальный директор завода «Контактор». Тел. 842-267-52-59. Область научных интересов: анализ и изучение факторов, определяющих ресурс и надежность изделий.

Tlustyenko Stanislav Fedotovitch, Candidate of Technical Science, Associate Professor of Samara State Aerospace University. Phone: (846) 267-46-01. E-mail: titan250@mail.ru. Area of research: mechanical properties of materials on the composition, casting processes and metal forming.

Bibikov Aleksey Mikhaylovich, Head of the Research Laboratory 4 of Samara State Aerospace University. Phone: 960-818-30-46. Area of research: foundry, controlling crystallization processes, study of the microstructure of metals.

Zhuravel Leonid Vasilyevich, Candidate of Technical Science, Head of the branch laboratory of Samara State Aerospace University. Phone: 927-707-41-72. Area of research: designing of technical processes of alloys production with the input properties.

Koptev Andrey Anatolyevich, Industrial Director of “Kontactor” plant. Phone: (842) 267-52-59. Area of research: analysis and studying of the factors determining durability and reliability of production.