
КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ И СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ СПЛАВОВ

УДК 621.74:531.5

А. С. Нурадинов, д-р техн. наук, ведущ. науч. сотр.,
e-mail: nla_73@ukr.net

А. В. Ноговицын, д-р техн. наук, зам. директора,
e-mail: alexey.nogovitsyn@gmail.com

И. А. Нурадинов, инженер I кат., e-mail: inuradinov@gmail.com

Н. Ф. Зубенина, гл. технолог

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

ВНЕШНЕЕ ТЕРМОСИЛОВОЕ ВОЗДЕЙСТВИЕ КАК ФАКТОР УПРАВЛЕНИЯ ФОРМИРОВАНИЕМ СТРУКТУРЫ ЛИТЫХ ЗАГОТОВОК

Высокая температура перегрева расплава металла является одной из главных причин формирования крупнозернистой кристаллической структуры литья. Поэтому, чтобы обеспечить формирование благоприятной структуры и свойств литого металла, этот фактор необходимо учитывать. В данной работе методом физического моделирования изучено комплексное влияние различных внешних факторов (температуры перегрева, интенсивности охлаждения и вибрации) на формирование структуры модельного сплава. Установлено, что отрицательное влияние больших перегревов на дисперсность дендритной структуры можно практически нивелировать, регулируя интенсивность теплоотвода, то есть переохлаждение и скорость кристаллизации. Кроме этого, экспериментально доказана высокая эффективность вибрационной обработки затвердевающих сплавов на формирование благоприятной структуры литых заготовок. При этом установлено, что независимо от уровня перегрева расплава и интенсивности теплоотвода вибрация обеспечивает формирование дисперсной дендритной структуры при затвердевании металлических сплавов.

Ключевые слова: расплав, кристаллизация, перегрев, время выдержки, переохлаждение, скорость разогрева и охлаждения, вибрация, структура, дисперсность.

Физико-механические свойства металла зависят от дисперсности кристаллической структуры литых заготовок, которая, в основном, определяется двумя взаимосвязанными параметрами: скоростью кристаллизации (R) и величиной переохлаждения на границе фаз (Δt_k). При этом связь между скоростью кристаллизации и переохлаждением имеет вид [1]:

$$R = k \cdot \Delta t_k, \quad (1)$$

где k – кинетический коэффициент кристаллизации, имеющий для металлов значения в пределах $1 \div 40$ м/с^{0.5}.

Кристаллизация и структурообразование сплавов

Движущей силой перехода металла из жидкого в твердое состояние является разность свободных энергий (ΔE) между твердой ($E_{\text{тв}}$) и жидкой ($E_{\text{ж}}$) фазами, которая, в свою очередь, зависит от переохлаждения расплава [2]:

$$\Delta E = g_{\text{кр}} \cdot \Delta t_k / t, \quad (2)$$

где $g_{\text{кр}}$ – тепло кристаллизации сплава; t – температура его плавления.

Связь между скоростью кристаллизации расплава (R), расстоянием между осями дендритов первого порядка (λ_1) и исходной концентрацией ликвирующих примесей (C) описывается следующей зависимостью [3]:

$$\lambda_1^4 = A \cdot C / G \cdot R, \quad (3)$$

где A – экспериментальный коэффициент; G – температурный градиент перед границей твердой фазы.

Из анализа приведенных зависимостей становится очевидной роль влияния переохлаждения затвердевающего металла на дисперсность его структуры. А переохлаждение металла определяется микроструктурой его расплава в перегретом состоянии и зависит от многих факторов, в том числе степени чистоты, температуры перегрева, времени выдержки, скоростей разогрева и охлаждения.

Многие исследователи допускают возможность длительного существования металлических расплавов в неравновесном состоянии по обе стороны фазового перехода «расплав – кристалл» из-за медленного изменения микроскопических характеристик расплава. Различными внешними воздействиями на расплав можно приближать его к состоянию равновесия (термовременная обработка расплава, перемешивание, вибрация, ультразвук и т. п.) [1, 4, 5].

По мнению [6], в жидком металле примесные элементы образуют группировки (кластеры), что делает расплав микронеоднородной системой. Поэтому процессы релаксации (установление микроскопически однородного расплава при растворении легирующих элементов) в таких системах будет проходить несколько иначе, чем в чистом беспримесном металле. В частности, диффузия атомов легирующих компонентов внутри кластеров может быть затруднена наличием значительного барьера на их границах. Вероятность кооперативных перестроек снижается с повышением содержания примесей в расплаве, особенно кислорода. Примеси создают протяженные силовые поля и тем самым ослабляют возможность согласованных перемещений частиц, приводящих к перестройке их взаимного расположения. Эти частицы и играют роль «генов» наследственности, ответственных за передачу структурных особенностей в цепи «шихта – расплав – слиток» [7].

Учитывая важную роль величины переохлаждения в формировании кристаллической структуры литых заготовок, ранее авторами изучено влияние на него температуры перегрева и времени выдержки. Увеличение величины переохлаждения при повышении температуры перегрева в литературе объясняется дезактивацией механических примесей [1, 7]. Опыты авторов с галлием показывают, что эта зависимость обусловлена изменением концентрации ограниченно растворимых примесей (рис. 1) [8, 9]. Из данного рисунка видно, что переохлаждение галлия ($t_{\text{нн}} = 27$ °С) существенно увеличивается при повышении температуры перегрева (t). Вероятно, при росте температуры расплава растворимость примесей в галлии повышается (так как это диффузионный процесс). Для последующего снижения растворимости и выделения примесей в виде частиц твердой фазы нужны большие переохлаждения (Δt_k), чем, по мнению авторов, и объясняется зависимость Δt_k от температуры перегрева t .

Ввод в расплав галлия порошка кварца (диаметр частиц 0,25 мм) делает эту зависимость еще более заметной (кривая 2, рис. 1). При наличии в испытуемом образце галлия порошка кварца затруднено диффузионное пересыщение примесей при

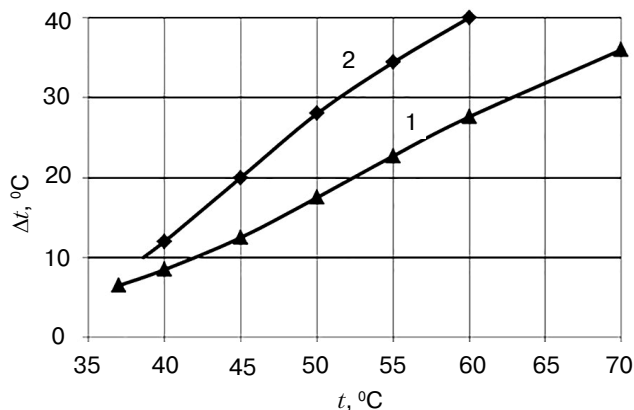


Рис. 1. Зависимость переохлаждения галлия объемом $2 \cdot 10^{-7} \text{ м}^3$ от температуры перегрева его расплава: 1 – чистый галлий; 2 – галлий с кварцевым порошком

охлаждению расплава, что приводит к увеличению переохлаждения по сравнению с контрольным экспериментом.

В другом эксперименте три одинаковых образца галлия ($V = 10^{-7} \text{ м}^3$), перегретые до $80 \text{ }^\circ\text{C}$, при прочих равных условиях переохлаждались на $35 \text{ }^\circ\text{C}$. Когда слили их в одну пробирку, то переохлаждение составило $30 \text{ }^\circ\text{C}$. Было сделано допущение, что уменьшение переохлаждения связано с попаданием в расплав активных аэрозольных частиц из атмосферы. Однако, когда этот же образец разделили на три равных части, переохлаждение опять оказалось равным $35 \text{ }^\circ\text{C}$. Если существующие представления о решающей роли нерастворимых примесей были бы справедливы, то хотя бы в одном из трех образцов должна была остаться активная частица и привести к величине переохлаждения $30 \text{ }^\circ\text{C}$. Но этого не наблюдалось ни в одном из аналогичных опытов, что подтверждает гипотезу авторов о решающей роли растворимых примесей. Если это предположение верно, то величина переохлаждения должна зависеть от скорости разогрева образца и времени выдержки в перегретом состоянии, так как диффузия примесей затруднена как в процессе разогрева, так и при охлаждении (рис. 2).

Действительно, мы видим, что переохлаждение галлия зависит и от скорости разогрева W_p , и от времени выдержки τ . К примеру, при скорости разогрева $30 \text{ }^\circ\text{C}/\text{мин}$, когда мы увеличиваем время выдержки в перегретом состоянии с 2 до 30 мин, величина

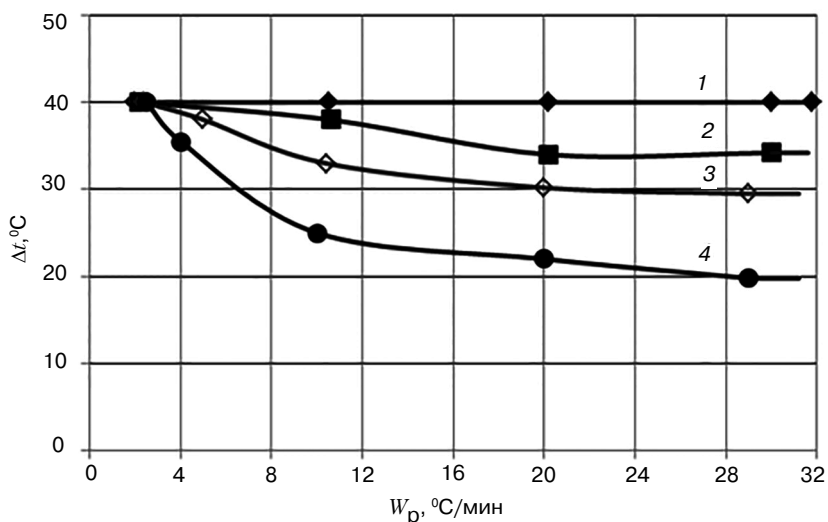


Рис. 2. Зависимость переохлаждения галлия объемом $2 \cdot 10^{-7} \text{ м}^3$ от скорости разогрева при разных выдержках в перегретом состоянии: 1 – $\tau = 30$; 2 – $\tau = 20$; 3 – $\tau = 10$; 4 – $\tau = 2$ мин

Кристаллизация и структурообразование сплавов

переохлаждения увеличивается в два раза (сравните кривые 1 и 4, рис. 2). Совершенно очевидно, что при увеличении температуры перегрева растёт концентрация растворённой примеси в расплаве и для её последующей конденсации нужны большие переохлаждения (Δt_k), чем, по мнению авторов, и объясняется вышеприведённая зависимость.

Цель управления процессами кристаллизации заключается в обеспечении высоких качественных характеристик металла в литой заготовке. Из практики известно, что литые заготовки с дисперсной кристаллической структурой, минимальной ликвацией и благоприятным расположением неметаллических включений имеют наиболее высокий уровень механических свойств. Для получения литого металла с такой структурой необходимо иметь максимальную скорость кристаллизации и величину переохлаждения на границе фаз, которые при формировании реальных стальных заготовок по мере увеличения толщины затвердевшего металла прогрессивно уменьшаются (в 5–10 раз). Разница в скоростях кристаллизации приводит, в свою очередь, к возникновению структурных зон в заготовках. Поэтому определяющее влияние на структуру литой заготовки оказывают величина перегрева расплава металла и интенсивность его охлаждения.

Исходя из этого, в данной работе изучено комплексное влияние различных внешних факторов (температуры перегрева $\Delta t_{пер.}$, интенсивности охлаждения $W_{охл.}$ и вибрации) на формирование структуры модельного сплава (камфен (90 %) + трициклен (10 %)). Для большей наглядности получаемых результатов и их фиксации исследования проводили на плоской прозрачной физической модели.

О влиянии температуры перегрева на затвердевание модельного сплава можно судить по изменению скорости кристаллизации и дисперсности его структуры. В частности, при перегреве расплава на 2 °С (соответствует перегреву углеродистой стали на 50 °С) уже с первых секунд затвердевания наблюдается максимальная скорость кристаллизации, которая в дальнейшем непрерывно уменьшается вследствие прогрессивного роста толщины корочки (рис. 3, кривая I). А при перегревах расплава на 4 и 8 °С (соответствуют перегреву углеродистой стали на 100 и 200 °С) процесс зарождения и роста кристаллов задерживается, а скорость кристаллизации имеет максимальное значение, соответственно, на 150-й и 350-й секундах (рис. 3, кривые II и III).

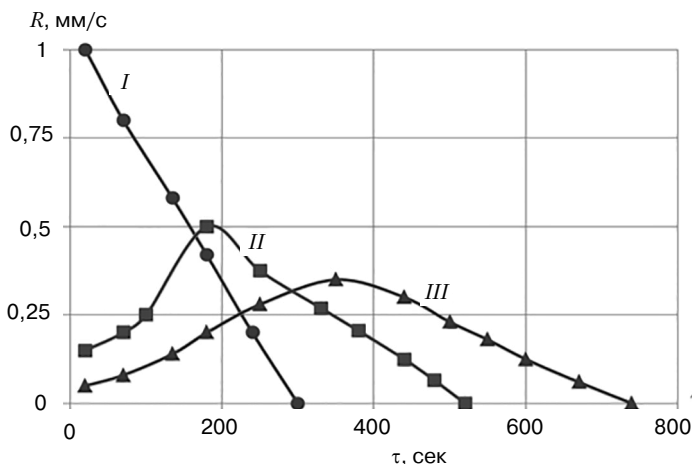


Рис. 3. Изменение скорости кристаллизации модельного сплава в зависимости от температуры перегрева его расплава: I – 2; II – 4; III – 8 °С

Безусловно, задержка процесса зарождения и роста кристаллов при высоких перегревах связана с наличием в расплаве большого тепла перегрева. Но даже снятие избыточного тепла перегрева не обеспечивает тех скоростей кристаллизации, которые мы имели при первом варианте (сравните кривые II и III с кривой I на рис. 3), из-за

прогрева теплоотводящих стенок формы. Из сравнения максимальных значений скоростей кристаллизации видно, что, в зависимости от температуры перегрева расплава, она уменьшается более, чем в 3 раза. А от скорости кристаллизации, как известно, напрямую зависит дисперсность структуры. При этом для всех вариантов перегрева интенсивность теплоотвода была одинаковой и соответствовала затвердеванию стали в песчаной форме.

Влияние перегрева расплава при одинаковой скорости его охлаждения ($W_{\text{охл.}} = 6^\circ\text{C}/\text{мин}$) проявляется не только в повышении или снижении общей скорости кристаллизации, но и в изменении скорости зародышеобразования и морфологии их роста (рис. 4, а, б и в). Как и следовало ожидать, наиболее благоприятная дисперсность кристаллической структуры модельного сплава наблюдается при минимальном перегреве расплава. Визуальное изучение дендритной структуры модельного сплава показывает, что его кристаллы имеют хорошо выраженную огранную морфологию, весьма устойчивую для рассмотренных в наших экспериментах перегревах расплавов. Повышение степени перегрева расплава при одинаковой интенсивности теплоотвода снижает скорость зародышеобразования и, как следствие, способствует формированию более крупнозернистой структуры (то есть снижению дисперсности) и изменению ее морфологии (рис. 4, а, б и в).

Согласно зависимостей (1–3), отрицательное влияние больших перегревов на дисперсность дендритной структуры можно практически нивелировать, регулируя интенсивность теплоотвода, то есть переохлаждение и скорость кристаллизации, что и было подтверждено опытами (рис. 4, г, д и е). Так, для перегрева модельного сплава на 8°C (соответствует перегреву углеродистой стали на 200°C) при скорости охлаждения, равной $6^\circ\text{C}/\text{мин}$ (соответствует затвердеванию крупного слитка стали в песчаной форме), наблюдаем грубую равноосную структуру неправильной формы (рис. 4, г). С повышением скорости охлаждения затвердевающего расплава до $35^\circ\text{C}/\text{мин}$ (соответствует затвердеванию стали в металлической форме) получаем однородную равноосную структуру высокой дисперсности (рис. 4, е).

Оценивая процесс затвердевания слитков (отливок), А. И. Вейником предложены критерии, которые определяют характер затвердевания металла в литых заготовках [10]:

$$- \Delta t_{\text{кр.}} / \Delta t_{\text{сл.}} \ll 1 - \text{последовательное затвердевание;} \quad (4)$$

$$- \Delta t_{\text{кр.}} / \Delta t_{\text{сл.}} \gg 1 - \text{объемное затвердевание;} \quad (5)$$

$$- \Delta t_{\text{кр.}} / \Delta t_{\text{сл.}} \approx 1 - \text{смешанное затвердевание,} \quad (6)$$

где $\Delta t_{\text{кр}}$ – величина переохлаждения; $\Delta t_{\text{сл}}$ – перепад температуры по сечению слитка (отливки).

В нашем случае, учитывая небольшую толщину модели, во всех вариантах соблюдается условие (5), то есть имеем объемный характер затвердевания. Разница проявляется только в скорости образования зародышей, соответственно, в дисперсности дендритной структуры (рис. 4).

В ходе перегрева металлических расплавов одновременно протекают процессы микро- и макроскопического перемещения частиц и их групп, происходят фазовые превращения [11]. При этом для перевода расплава из неравновесного в равновесное состояние иногда необходимо обеспечить высокие значения температуры перегрева, что является главной причиной формирования крупнозернистой кристаллической структуры. Поэтому, с повышением температуры перегрева расплава металла необходимо при последующем его охлаждении увеличить интенсивность теплоотвода, чтобы обеспечить не только измельчение кристаллической структуры, но и изменить морфологию кристаллов.

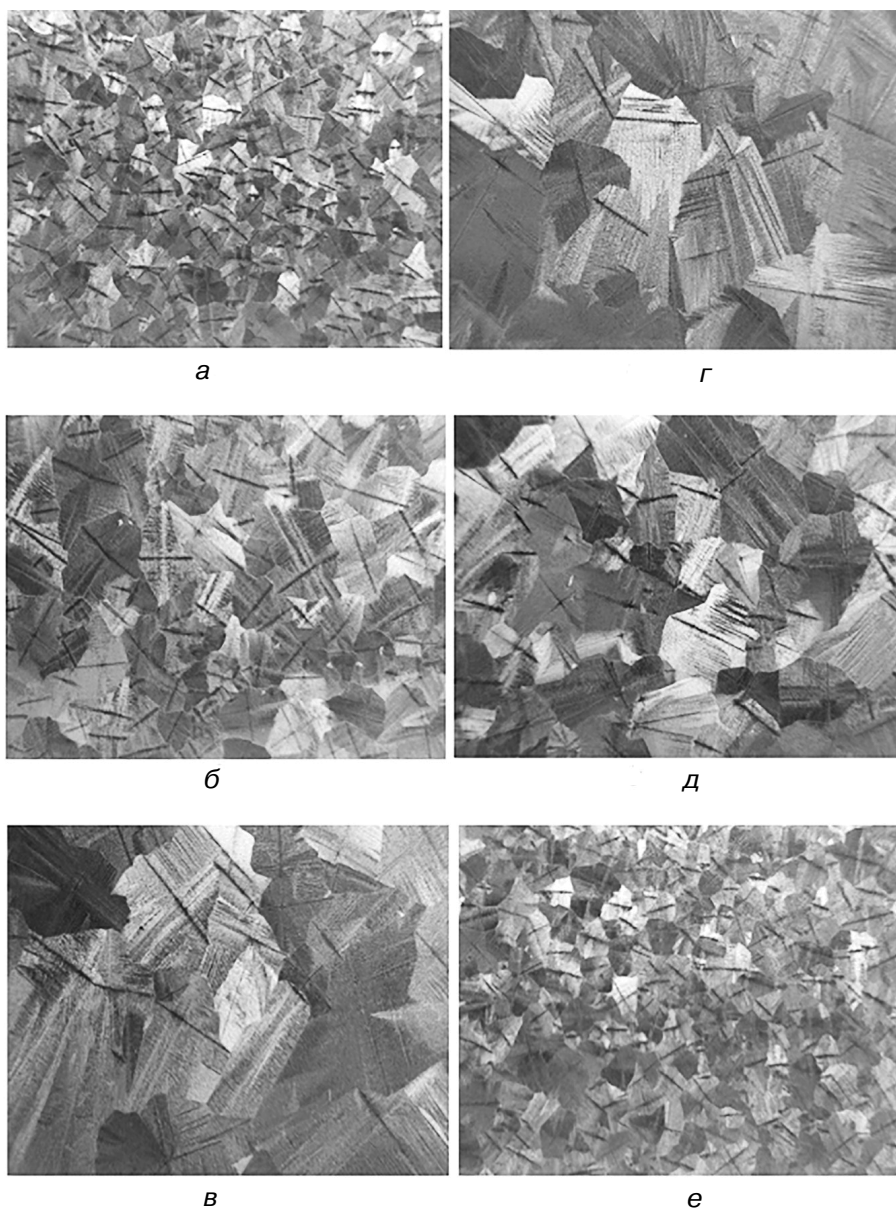


Рис. 4. Дисперсность кристаллической структуры модельного сплава в зависимости от температуры перегрева и скорости охлаждения его расплава: а – $\Delta t_{\text{пер}} = 2$; б – $\Delta t_{\text{пер}} = 4$; в – $\Delta t_{\text{пер}} = 8$ °С; а, б, в – $W_{\text{охл}} = 6$; г – $W_{\text{охл}} = 6$; д – $W_{\text{охл}} = 16$; е – $W_{\text{охл}} = 35$ °С/мин; г, д, е – $\Delta t_{\text{пер}} = 8$ °С, х5

Как один из наиболее эффективных способов устранения отрицательного влияния больших перегревов на дисперсность дендритной структуры при затвердевании металлических сплавов может быть использована вибрация. Многими авторами доказано существенное воздействие вибрации на процессы кристаллизации и структурообразования металлических сплавов для нормальных перегревов их расплавов (до 50–100 °С), что приводит к улучшению макроструктуры слитков (заготовок), повышению их физико-механических свойств [12–14].

В данной работе изучено влияние вибрации на формирование макро- и микроструктуры модельного сплава для больших перегревов, эквивалентных перегреву углеродистых сталей на 250–300 °С. Было установлено, что вибрация

Кристаллизация и структурообразование сплавов

кардинально меняет макро- и микроструктуру модельного сплава даже для таких перегревов. В контрольном эксперименте макроструктура состоит из крупных равноосных кристаллов неправильной формы, в то время как под действием вибрации формируется равномерная мелкозернистая структура высокой дисперсности (рис. 5, а и б).

В отличие от контрольных экспериментов, под действием вибрации изменения в дендритной структуре приводят к значительным изменениям микроструктуры модельного сплава (рис. 5, в и г). При обычном затвердевании сплава формируется микроструктура с благоприятным блочным строением, при этом между блоками четко видна граница раздела (рис. 5, в). После действия вибрации микроструктура сплава характеризуется отсутствием блочного строения и четких границ первичного зерна, а также их большей однородностью и дисперсностью (рис. 5, г). Также установлено, что соответственно повышению скорости охлаждения кристаллизующегося расплава закономерно повышаются показатели дисперсности дендритной структуры модельного сплава до 2,5 раз, а под действием вибрации – в 20 раз.

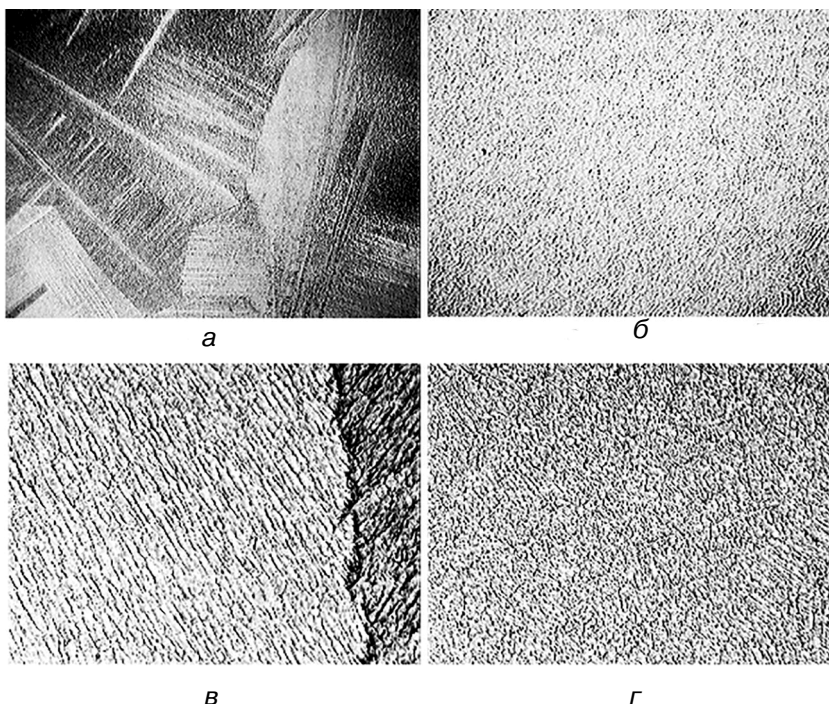


Рис. 5. Макро- и микроструктура модельного сплава при перегреве расплава $\Delta t_{\text{пер}} = 12^\circ\text{C}$ и скорости его охлаждения $V_{\text{охл}} = 6^\circ\text{C}/\text{мин}$: а, в – без вибрации; б, г – при действии вибрации

Таким образом, полученные результаты свидетельствуют о возможности эффективного управления структурой литого металла на первом этапе производства заготовок путем воздействия вибрацией и регулирования интенсивности теплоотвода при кристаллизации сталей.

Список литературы

1. Овсиенко Д. Е. Зарождение и рост кристаллов из расплава. – К.: Наукова думка, 1994. – 256 с.
2. Эльдарханов А. С. Процессы кристаллизации в поле упругих волн. – М.: Metallurgy, 1996. – 256 с.
3. Ефимов В. А., Эльдарханов А. С. Физические методы воздействия на процессы затвердевания сплавов. – М.: Metallurgy, 1995. – 272 с.
4. Херлах Д., Файербах Б. Зародышеобразование и переохлаждение // Космическое материаловедение. – М.: Мир, 1989. – 179 с.

5. Лейчикс Д. Л. Об устойчивости зародышей кристаллов при температурах, превышающих точку плавления // Литейные свойства сплавов. – Киев: ИПЛ АН УССР, 1972. – С. 9–11.
6. Вальтер Г. У. Бинарные системы с областью несмешиваемости в жидком состоянии // Космическое материаловедение. – М.: Мир, 1989. – С. 362.
7. Чернов А. А. Современные проблемы кристаллографии. – М.: Наука, 1980. – С. 7–10.
8. Нурадинов А. С. Влияние перегрева, ультразвука и давления на величину предельного переохлаждения сплава // Процессы литья. – 1997. – № 2. – С. 17–20.
9. Нурадинов А. С. Механизм влияния перегрева на переохлаждение расплава // Процессы литья. – 1997. – № 3. – С. 19–23.
10. Вейник А. И. Теория затвердевания отливки. – М.: Mashgiz, 1960. – 435 с.
11. Баум Б. А. Металлические жидкости – проблемы и гипотезы. – М.: Наука, 1979. – 120 с.
12. Абрамов В. О., Абрамов О. В., Артемьев В. В. и др. Мощный ультразвук в металлургии и машиностроении. – М.: Янус – К, 2006. – 688 с.
13. Campbell I. Effects of vibration during Solidification // Internationale Metals Reviews. – 1981. – № 2. – P. 71–108.
14. Ефимов В. А., Эльдарханов А. С. Технологии современной металлургии. – М.: Новые технологии. – 2004. – 784 с.

Поступила 07.05.2019

References

1. Ovsienko, D. E. (1994) The origin and growth of crystals from the melt. K.: Naukova dumka, 256 p. [in Russian].
2. Eldarkhanov, A. S. (1996) Crystallization processes in the field of elastic waves. Moscow: Metallurgy, 256 p. [in Russian].
3. Efimov, V. A., Eldarkhanov, A. S. (1995) Physical methods of influence on the processes of solidification of alloys. Moscow: Metallurgy, 272 p. [in Russian].
4. Herlah, D., Firebach, B. (1989) Nucleation and hypothermia. Space Materials. Moscow: Mir, 179 p. [in Russian].
5. Leichiks, D. L. (1972) On the stability of nuclei of crystals at temperatures above the melting point. Foundry properties of alloys. Kiev: IF AS USSR, pp. 9–11 [in Russian].
6. Valter, G. U. (1989) Binary systems with a liquid immiscibility region. Space Materials. Moscow: Mir, 362 p. [in Russian].
7. Chernov, A. A. (1980) Current problems of crystallography. Moscow: Nauka, pp. 7–10 [in Russian].
8. Nuradinov, A. S. (1997) The effect of overheating, ultrasound and pressure on the magnitude of the ultimate supercooling of the alloy. Protsessy litya, no. 2, pp. 17–20 [in Russian].
9. Nuradinov, A. S. (1997) The mechanism of the effect of overheating on the supercooling of the melt. Protsessy litya, no. 3. pp. 19–23 [in Russian].
10. Veynik, A. I. (1960) Theory of solidification casting. Moscow: Mashgiz, 435 p. [in Russian].
11. Baum, B. A. (1979) Metallic fluids – problems and hypotheses. Moscow: Nauka, 120 p. [in Russian].
12. Abramov, V. O., Abramov, O. V., Artemiev, V. V. (2006) Powerful ultrasound in metallurgy and engineering. Moscow: Yanus – K, 688 p. [in Russian].
13. Campbell, I. (1981) Effects of vibration during Solidification. Internationale Metals Reviews, no. 2, pp. 71–108 [in Russian].
14. Efimov, V. A., Eldarkhanov, A. S. (2004) Technologies of modern metallurgy. Moscow: Novie tehnologii, 784 p. [in Russian].
15. Byalik, O. M., Kondratyuk, S. E., Kindrachuk, M. V. (2006) Structural analysis of metals. Metallography. Fractography. K.: Politehnika, 328 p. [in Russian].

Received 07.05.2019

А. С. Нурадинов, д-р техн. наук, провідн. наук. співр., e-mail: nla_73@ukr.net

О. В. Ноговицин, д-р техн. наук, заст. директора,
e-mail: alexey.nogovitsyn@gmail.com

І. А. Нурадинов, інженер I кат., e-mail: inuradinov@gmail.com

Н. Ф. Зубеніна, гол. технолог

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

ЗОВНІШНЯ ТЕРМОСИЛОВА ДІЯ ЯК ЧИННИК УПРАВЛІННЯ ФОРМУВАННЯМ СТРУКТУРИ ЛИТИХ ЗАГОТІВОК

Висока температура перегріву розплаву металу є однією з головних причин формування крупнозернистої кристалічної структури лиття. Тому, щоб забезпечити формування сприятливої структури і властивостей литого металу, цей фактор необхідно враховувати. У даній роботі методом фізичного моделювання вивчено комплексний вплив різних зовнішніх факторів (температури перегріву, інтенсивності охолодження і вібрації) на формування структури модельного сплаву. Встановлено, що негативний вплив великих перегрівів на дисперсність дендритної структури можна практично нівелювати, регулюючи інтенсивність тепловідводу, тобто переохолодження та швидкість кристалізації. Крім цього, експериментально доведено високу ефективність вібраційної обробки сплавів, що затвердівають, на формування сприятливої структури литих заготовок. При цьому встановлено, що незалежно від рівня перегріву розплаву і інтенсивності тепловідведення вібрація забезпечує формування дисперсної дендритної структури при затвердінні металевих сплавів.

Ключові слова: розплав, кристалізація, перегрів, час витримки, переохолодження, швидкість розігріву та охолодження, вібрація, структура, дисперсність.

A. S. Nuradinov, Doctor of Engineering Sciences, Leading Researcher,
e-mail: nla_73@ukr.net

A. V. Nogovitsyn, Doctor of Engineering Sciences, Deputy Director,
e-mail: alexey.nogovitsyn@gmail.com

I. A. Nuradinov, 1st Category Engineer, e-mail: inuradinov@gmail.com

N. F. Zubenina, Chief Technologist

Physico-Technological Institute of Metals and Alloys of the NAS of Ukraine, Kyiv

EXTERNAL THERMAL IMPACT AS A FACTOR CONTROLLING THE FORMATION OF THE STRUCTURE OF CAST BILLETS

High temperature overheating of the molten metal is one of the main reasons for the formation of a coarse-grained crystalline structure of the casting. Therefore, to ensure the formation of a favorable structure and properties of the cast metal, this factor must be taken into account. In this work, the complex influence of various external factors (overheating temperature, cooling intensity and vibration) on the formation of the model alloy structure was studied using the method of physical modeling. It has been established that the negative effect of large overheating on the dispersity of the dendritic structure can be practically leveled out by adjusting the intensity of the heat sink, namely supercooling and the rate of crystallization. In addition, experimentally proved the high efficiency of vibration treatment of hardened alloys to form a favorable structure of cast billets. It was found that, regardless of the level of overheating of the melt and the intensity of the heat sink, vibration ensures the formation of a dispersed dendritic structure during solidification of metal alloys.

Keywords: melt, crystallization, overheating, holding time, overcooling, heating and cooling rate, vibration, structure, dispersion.