

PACS numbers: 61.25.Mv, 61.43.Dq, 64.70.dg, 81.05.Kf, 81.07.Bc, 81.10.Fq, 81.30.Fb

Влияние изотермической закалки из жидкого состояния на микроструктуру сплава $\text{Cu}_{47}\text{Ni}_8\text{Ti}_{34}\text{Zr}_{11}$

А. Б. Лысенко, О. Л. Косинская, А. А. Лысенко, Т. В. Калинина

*Днепродзержинский государственный технический университет,
ул. Днепростроевская, 2,
51918 Днепродзержинск, Украина*

Методом согласованного численного решения уравнений теплопроводности и кинетики кристаллизации выполнен расчётный анализ влияния технологических переменных на температурный режим затвердевания и микроструктуру отливок из сплава Vit 101, полученных литъём в горячую медную изложницу. Для отливок толщиной 1 мм определён интервал значений начальной температуры изложницы, который обеспечивает изотермические условия кристаллизации расплава при температурах, превышающих на 6–77 К точку стеклования, и получение полностью закристаллизованных структур с размерами зёрен $\cong 79\text{--}93$ нм за приемлемые для практической реализации промежутки времени $\cong 0,5\text{--}5,0$ ч.

Методом узгодженого чисельного розв'язку рівнянь теплопровідності і кінетики кристалізації виконано розрахунковий аналіз впливу технологічних змінних на температурний режим твердіння і микроструктуру виливків зі сплаву Vit 101, одержаних литтям у гарячу мідну виливницю. Для виливків товщиною у 1 мм визначено інтервал значень початкової температури виливниці, який забезпечує ізотермічні умови кристалізації розтопу при температурах, вищих на 6–77 К за точку склування, і одержання повністю закристалізованих структур із розмірами зерен у $\cong 79\text{--}93$ нм за прийнятні для практичної реалізації проміжки часу у $\cong 0,5\text{--}5,0$ год.

By method of numerical solution of the heat-transfer and crystallization-kinetics equations, calculating analysis of the process-variables' effect on the temperature conditions of solidification and microstructure of the Vit 101 alloy castings obtained by casting in a hot copper mould are made. For castings with thickness of 1 mm, the interval of the initial temperature values of mould is determined, which provides both the isothermal melt crystallization conditions at temperatures exceeding the glass transition point by 6–77 K and the obtaining of fully crystalline structure with grain sizes of $\cong 79\text{--}93$ nm for acceptable practical realization time intervals of $\cong 0.5\text{--}5.0$ h.

Ключевые слова: кинетика кристаллизации, микроструктура отливок, термические режимы, сплав $\text{Cu}_{47}\text{Ni}_8\text{Ti}_{34}\text{Zr}_{11}$, кокильное литьё.

(Получено 7 апреля 2015 г.)

1. ВВЕДЕНИЕ

Создание металлических материалов с метастабильными микро-, нанокристаллическими и аморфными структурами методами закалки из жидкого состояния (ЗЖС) [1–3] относится к приоритетным направлениям физики металлов и современных металлургических технологий. Вероятность формирования подобных структур, помимо химического состава и свойств материала, зависит от характера изменений со временем температуры затвердевающего расплава. В свою очередь, температурный режим процесса складывается в условиях конкуренции двух тепловых потоков, один из которых (Q_1) отводится в теплоприемник, а второй (Q_2) выделяется в кристаллизующемся объеме в виде скрытой теплоты превращения. Согласно данным работ [4–6], если $Q_1 > Q_2$, то расплав непрерывно охлаждается до температур, лежащих ниже точки стеклования T_g , вследствие чего фиксируется аморфное состояние с ничтожно малой объёмной долей ($\cong 10^{-6}$ – 10^{-2}) так называемых «закалочных зародышей». При обратном соотношении конкурирующих потоков ($Q_1 < Q_2$) на зависимостях температуры от времени появляются рекалесцентные участки, начальное переохлаждение расплава снимается, и основной этап кристаллизации осуществляется при температурах, близких к температуре плавления ($T \leq T_m$), что приводит к образованию микроструктур. Если же на стадии массовой кристаллизации устанавливается приблизительный баланс потоков Q_1 и Q_2 , то превращение происходит при больших переохлаждениях расплава в условиях, близких к изотермическим. При этом преобладающий вклад в приращение кристаллизующегося объёма вносят процессы зарождения, что благоприятствует формированию структур с наномасштабными размерами кристаллов.

Как показывают результаты расчётного анализа [4–6], независимо от природы расплава, сбалансированный температурный режим кристаллизации фиксируется только при строго определённых значениях толщины кристаллизующихся слоёв. Это затрудняет практическую реализацию рассматриваемого режима ЗЖС, а следовательно, и возможность нанокристаллизации расплавов. С целью устранения отмеченного ограничения в работах [7, 8] предложен способ литья расплава в предварительно нагретую (горячую) изложницу. В отличие от традиционно используемых технологических разновидностей ЗЖС, данный способ позволяет искусственно создавать варьируемые изотермические условия кристаллизации

глубоко переохлаждённых расплавов, которые обеспечивают формирование нанокристаллических структур.

В настоящей работе в развитие исследования [6] выполнен расчётный анализ кинетики кристаллизации легко стеклующегося сплава $\text{Cu}_{47}\text{Ni}_8\text{Ti}_{34}\text{Zr}_{11}$ (Vit 101) при литье в горячую медную изложницу. Получены данные, касающиеся влияния исходной температуры изложницы на температурный режим процесса и параметры микроструктуры исследуемого сплава.

2. ФИЗИКО-МАТЕМАТИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МОДЕЛИ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ЗАКАЛКИ РАСПЛАВОВ

При создании физической модели процесса изотермической закалки расплавов (ИЗР) исходили из следующего принципа реализации предлагаемого способа (рис. 1). Полагали, что предварительно выплавленную и гомогенизированную лигатуру сплава Vit 101 загружают в тигель 1 с отверстием в центре дна. Для плавления и дальнейшего перегрева расплава относительно температуры плавления T_m на величину ΔT_+ используют нагреватель 2 вакуумной электро-

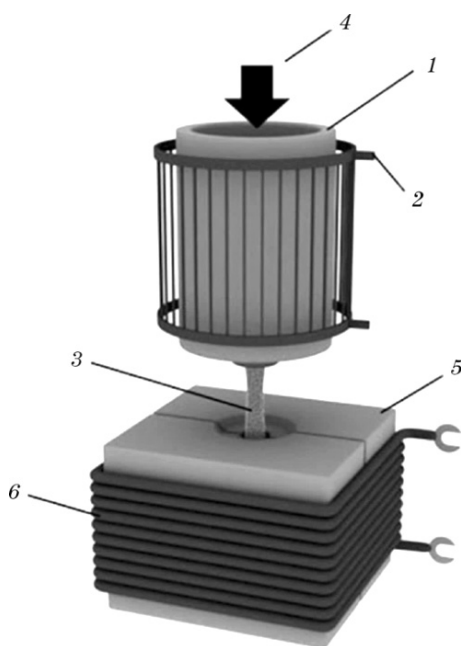


Рис. 1. Схема реализации способа изотермической закалки расплавов: 1 — тигель с расплавом, 2 — нагреватель расплава, 3 — струя расплава, 4 — инертный газ, используемый для литья под давлением, 5 — изложница, 6 — нагреватель изложницы.

печи. После достижения заданной начальной температуры $T_1^0 = T_m + \Delta T_+$ расплав 3 под избыточным давлением инертного газа 4 продавливают через отверстие тигля в медную изложницу 5 с толщиной теплоотводящих стенок l_2 . Исходную температуру изложницы T_2^0 задают с помощью печи электросопротивления 6. Конструкция изложницы обеспечивает получение плоскопараллельных отливок, толщина которых $2l_1$ существенно меньше двух других характерных размеров.

Предполагалось, что после заполнения рабочей полости изложницы расплав начинает охлаждаться путём передачи тепла в двух противоположных направлениях, перпендикулярных стенкам изложницы. Величину соответствующего теплового потока задавали коэффициентом теплоотдачи α_1 на границе расплав–изложница, значения которого оценивали по толщине слоя расплава с помощью соотношений из работы [9]. Условия теплообмена на внешних границах изложницы с рабочей средой характеризовали коэффициентом теплоотдачи α_2 [10].

Задачу о передаче тепла между расплавом, изложницей и внешней средой при температурах $T_1 \geq T_m$ решали с целью контроля начального динамического режима процесса ЗЖС и определения его основной количественной характеристики — скорости охлаждения расплава v_m в момент достижения температуры плавления T_m [11]. При температурах $T_1 < T_m$ тепловую задачу решали согласованно с кинетической, предполагая, что кристаллизация переохлаждённого расплава осуществляется путём самопроизвольного зарождения и последующего нормального роста сферических кристаллов одной фазы, сохраняющей исходный состав сплава*. Замедление превращения за счёт взаимной блокировки соседних кристаллов учитывали с помощью приближения эффективных скоростей зарождения и роста кристаллов [13]. Суть используемого подхода состоит в разделении вкладов, которые вносят процессы зарождения и роста в приращение доли объёма dx , кристаллизующегося за элементарный промежуток времени dt . Эти вклады обусловлены появлением в расплаве некоторого количества dN кристаллических зародышей и увеличением линейных размеров dR всех имеющих на данный момент кристаллов. Для их расчётов в цитируемой работе используются соотношения:

$$dN = (1 - x)I dt = I_{\text{eff}} dt, \quad (1)$$

$$dR = (1 - x)u dt = u_{\text{eff}} dt, \quad (2)$$

где I , u , I_{eff} , u_{eff} — реальные и эффективные скорости зарождения и

* Следуя авторам работы [12], подобный тип превращения будем называть полиморфной кристаллизацией.

роста кристаллов соответственно.

Следовательно, согласно подходу [13], в стеснённых условиях массовой кристаллизации скорости процессов образования новых центров кристаллизации и увеличения размеров кристаллов зависят не только от параметров I и u , но и от относительного количества материнской фазы $(1-x)$ в затвердевающем объеме. Иными словами, физические параметры I , u характеризуют лишь потенциальные возможности процессов зарождения и роста, которые реализуются в модели свободного (расширенного) объёма. В то время как фактическую кинетику этих процессов отражают эффективные параметры I_{eff} , u_{eff} . Действительно, как видно из соотношений (1), (2), действие механизмов зарождения и роста кристаллов прекращается, если $I_{\text{eff}} \rightarrow 0$ и $u_{\text{eff}} \rightarrow 0$, причём причинами выполнения последних условий могут служить:

– стремление к нулю физических скоростей зарождения I и роста u , что имеет место при глубоких переохлаждениях расплава и предшествует его аморфизации;

– полное исчерпание материнской фазы, свидетельствующее о завершении кристаллизации (в данном случае параметры I и u могут иметь достаточно высокие численные значения).

Основываясь на соотношениях (1), (2), кинетическое уравнение полиморфной кристаллизации расплавов получали в виде:

$$x(t) = \frac{4}{3} \pi \int_{t_m}^t (1-x(t')) I(t') \left[R_c(t') + \int_{t'}^t (1-x(t'')) u(t'') dt'' \right]^3 dt', \quad (3)$$

где $x(t)$ — доля закристаллизованного объёма, R_c — критический радиус зародышей, t_m — время достижения расплавом температуры плавления T_m , а t' , t'' , t — текущие моменты времени: $t_m \leq t' \leq t'' \leq t \leq t_e$; t_e — время окончания кристаллизации ($x(t_e) \cong 0,99$).

Помимо расчётов общей зависимости $x(t)$, базовые соотношения модели [13] позволяют выполнять дополнительный анализ кинетики процессов зарождения и роста кристаллов, результаты которого дают ценную информацию об особенностях микроструктуры быстрозакалённых материалов [4, 14].

С целью изучения взаимосвязей термических режимов кокильного литья с кинетикой кристаллизации и параметрами микроструктуры отливок уравнение (3) решали согласованно с системой одномерных дифференциальных уравнений теплопроводности Фурье для расплава, содержащего источник выделения скрытой теплоты превращения, и медной изложницы. Учитывались также краевые условия, которые формализуют рассмотренные выше физические допущения модели. Решение выполняли методом конечных разностей с использованием неявной разностной схемы [15]. Все детали математического базиса модели, вычислительного алго-

ритма и расчётов температурно-зависящих параметров I , u , R_c представлены в работах [6, 11], посвящённых анализу процессов теплопереноса и структурообразования при литье расплава Vit 101 в холодную ($T_2^0 = 293 \text{ К}$) медную изложницу.

Для достижения эффекта нанокристаллизации отливок начальную температуру изложницы T_2^0 выбирали таким образом, чтобы, во-первых, в течение относительно небольших промежутков времени $0-t_{\text{iso}}$ устанавливался баланс тепловых потоков Q_1 и Q_2 , обеспечивающий изотермический режим затвердевания. И, во-вторых, температура изотермической стадии T_{iso} соответствовала области глубоких переохлаждений расплава, при которых процессы зарождения осуществляются с близкими к максимальным скоростям, а рост кристаллов существенно подавлен.

3. ТЕРМИЧЕСКИЕ РЕЖИМЫ И КИНЕТИКА КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ПРИ ЛИТЬЕ В ГОРЯЧУЮ ИЗЛОЖНИЦУ

Расчётный анализ процессов теплопереноса и структурообразования в условиях ИЗР выполняли для отливок сплава Vit 101 толщиной $l_1 = 500 \text{ мкм}$. При этом величину предварительного перегрева расплава ΔT_+ задавали равной 100 К , а исходную температуру изложницы T_2^0 варьировали в пределах от 373 до 823 К . Для всех используемых сочетаний параметров l_1 и T_2^0 рассчитывали зависимости от времени температур расплава $T_1(t)$ и изложницы $T_2(t)$, а также доли объёма, испытавшего кристаллизацию $x(t)$. Основной целью исследований являлось определение значений технологических переменных, обеспечивающих установление сбалансированного ($Q_1 = Q_2$) теплового режима кристаллизации отливок, и его основных количественных характеристик — времени начала t_{iso} и температуры T_{iso} изотермической стадии. Дополнительно вычисляли число центров кристаллизации, образующихся на начальной (N_b) и изотермической (N_{iso}) стадиях процесса, общее количество (N_s) и средние размеры (R) кристаллов в полностью закристаллизованных отливках, а также значения скоростей зарождения (I_{iso}) и роста (u_{iso}) кристаллов при температуре T_{iso} .

На рисунках 2–4 в качестве примера представлены расчётные зависимости $T_1(t)$, $T_2(t)$, $x(t)$ для отливок, полученных литьём в горячую изложницу при трёх значениях исходной температуры T_2^0 . Анализ результатов выполненных расчётов свидетельствует, что при всех значениях $T_2^0 \leq T_g$ (671 К) изотермический режим затвердевания отливок не реализуется. В рассматриваемых условиях литья температура расплава $T_1(t)$ непрерывно снижается вплоть до точки стеклования T_g , сохраняя в течение всего периода охлаждения $0-t_e$ более высокие значения в сравнении с температурой изложницы $T_2(t)$ (рис. 2). В результате фиксируется аморфная струк-

тура с ничтожно малой ($x(t_e) \cong 1,79 \cdot 10^{-4}$) объёмной долей так называемых «закалочных зародышей», имеющих средние размеры $\bar{R} \cong 35$ нм, которая аналогична структуре отливок полутолщиной $l_1 \leq 550$ мкм, изготовленных литьём расплава Vit 101 в холодную изложницу [6].

При нагреве изложницы до температур $T_2^0 > T_g$ термический режим и кинетика затвердевания отливок качественно изменяются. В течение относительно коротких отрезков времени t_{iso} температурные зависимости $T_1(t)$ и $T_2(t)$ сближаются. И дальнейшие этапы превращения происходят в изотермических условиях при глубоких переохлаждениях расплава $\Delta T_r^{iso} = (T_m - T_{iso})/T_m = 0,34-0,40$. Например, в случае $T_2^0 = 701$ К ($T_g + 30$ К) изотермический режим устанавливается спустя 5,3 с после заливки расплава в изложницу и сохраняется до момента окончания кристаллизации $t_e \cong 12 \cdot 10^2$ с (рис. 3, б). Температура T_{iso} и приведённое переохлаждение ΔT_r^{iso} изотермического участка зависимостей $T_1(t)$, $T_2(t)$ составляют 721 К и 0,36, соответственно. Согласно расчётным данным, в этих условиях процесс кристаллизации осуществляется с близкими к максимальным скоростями зарождения ($I_{iso} \cong 3,5 \cdot 10^{17}$ м⁻³·с⁻¹) и очень низкими скоростями роста кристаллов ($u_{iso} \cong 1,8 \cdot 10^{-10}$ м·с⁻¹). Такая комбина-

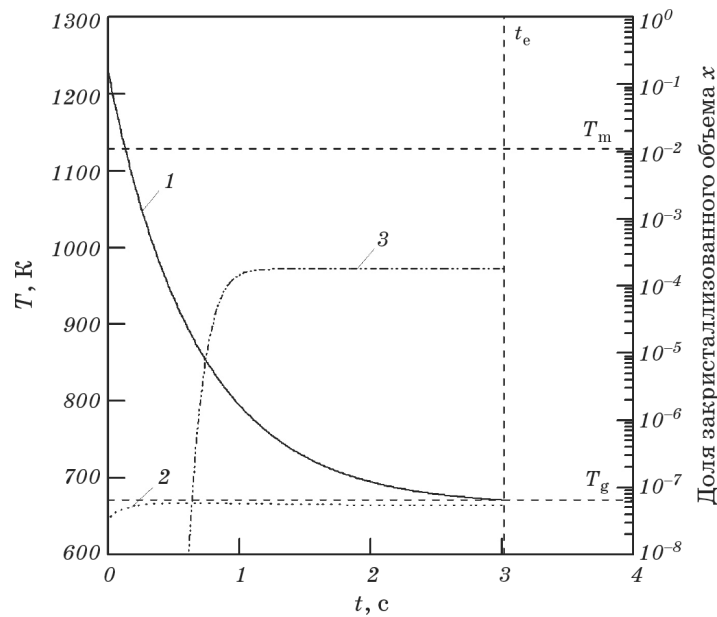


Рис. 2. Результаты согласованного решения тепловой и кинетической задач для отливок из сплава Vit 101 полутолщиной $l_1 = 500$ мкм, полученных литьём в горячую изложницу с исходной температурой $T_2^0 = 641$ К ($T_g - 30$ К): 1 — $T_1(t)$, 2 — $T_2(t)$, 3 — $x(t)$.

ция параметров I_{iso} и u_{iso} приводит к тому, что наращивание доли закристаллизованного объёма происходит преимущественно за счёт образования в материнской среде новых центров кристаллизации, которые к моменту t_e достигают средних размеров $\bar{R} \cong 95$ нм.

Аналогичный характер зависимостей $T_1(t)$, $T_2(t)$, $x(t)$ фиксируется расчётами также для других значений T_2^0 , которые на 5–57 К превышают температуру стеклования сплава. При увеличении начальной температуры изложницы до 731 К ($T_g + 60$ К) изотермический режим кристаллизации расплава сохраняется лишь на ограниченном $\cong 5$ –27 с промежутке времени (рис. 4, б). В последующие моменты баланс тепловых потоков Q_1 и Q_2 нарушается. Это вызывает резкий разогрев кристаллизующейся отливки от $T_{\text{iso}} = 750$ К до 796 К и обусловленные изменением температурного режима незначительное снижение частоты зародышеобразования (от $1,6 \cdot 10^{18}$ до $1,5 \cdot 10^{18} \text{ м}^{-3} \cdot \text{с}^{-1}$) и существенное ускорение процессов

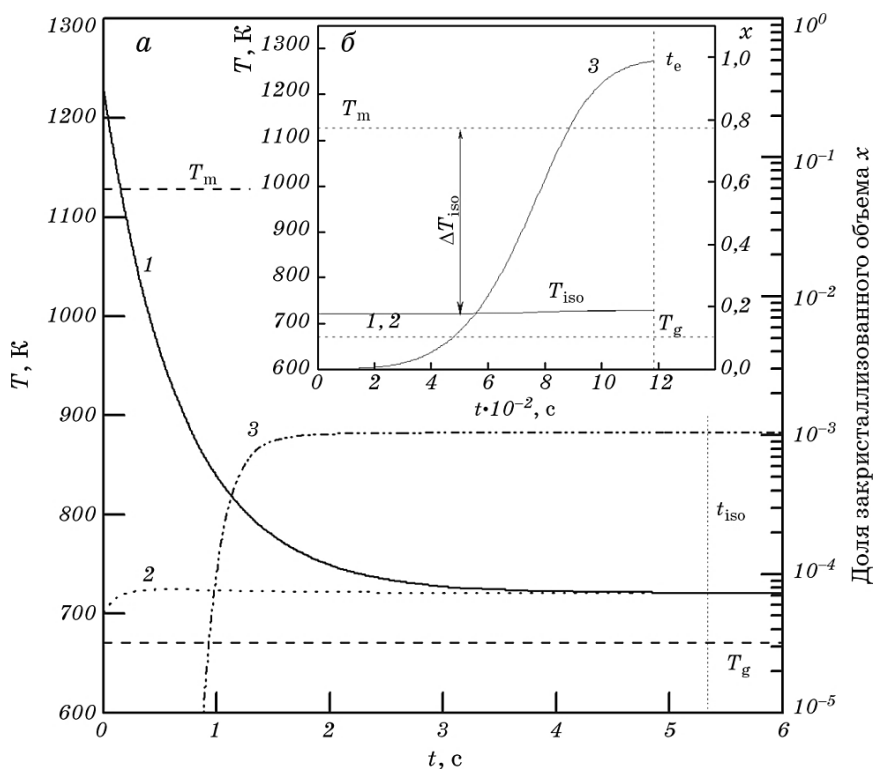


Рис. 3. Графики изменений со временем температур расплава (1), изложницы (2) и доли закристаллизованного объёма (3), соответствующие следующим значениям параметров модели: $l_1 = 500$ мкм, $T_2^0 = 701$ К ($T_g + 30$ К); а — стадия достижения баланса тепловых потоков Q_1 и Q_2 , б — изотермическая стадия.

роста кристаллов (от $4,0 \cdot 10^{-9}$ до $1,5 \cdot 10^{-7}$ м·с⁻¹). Следствием подобных изменений параметров I и u является огрубление микроструктуры отливок, средние размеры зёрен которых достигают уровня $\cong 155$ нм.

Результаты расчётного анализа влияния исходной температуры изложницы на температуру изотермической стадии, общую длительность процесса ИЗР, кинетику кристаллизации и микроструктуру отливок полутолщиной $l_1 = 500$ мкм суммированы в таблице. Видно, что во всем интервале изменений величины T_2^0 температура изотермической стадии кристаллизации T_{iso} приблизительно на 3–20 К превышает исходную температуру изложницы. С ростом T_{iso} наблюдается согласованное ускорение процессов зарождения и роста кристаллов. Это приводит к резкому сокращению общей длительности процесса t_e и соответствующим изменениям микроструктурных параметров отливок (уменьшению числа кристаллов в еди-

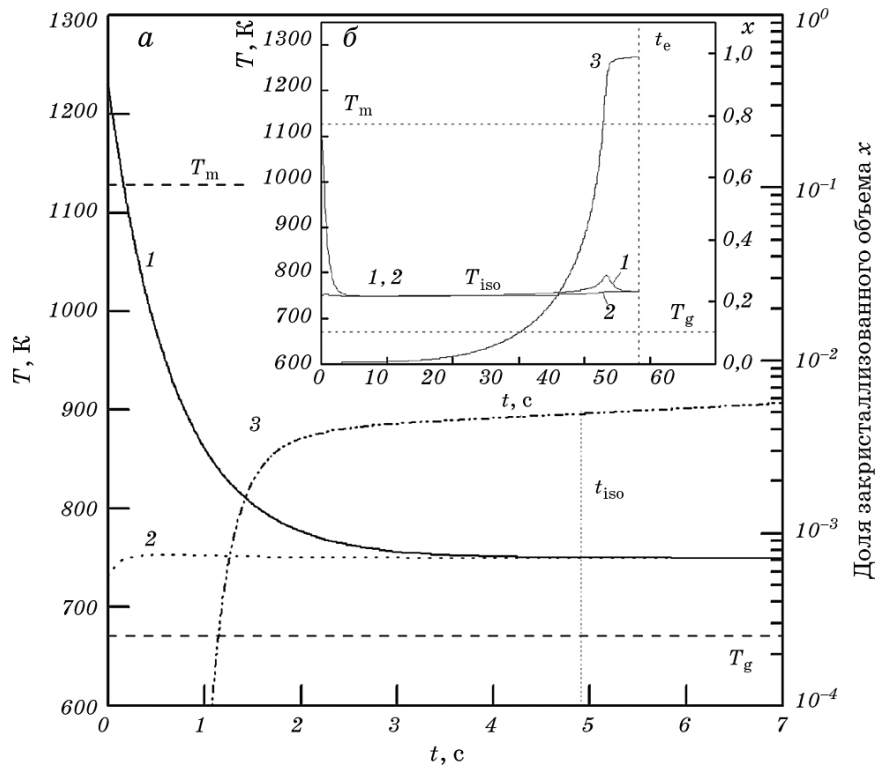


Рис. 4. Расчётные зависимости $T_1(t)$, $T_2(t)$, $x(t)$, полученные для отливок полутолщиной $l_1 = 500$ мкм при начальной температуре изложницы $T_2^0 = 731$ К ($T_g + 60$ К): стадия установления изотермического режима (а), частично изотермическая стадия (б).

ТАБЛИЦА. Влияние начальной температуры изложницы на кинетику кристаллизации и микроструктуру отливок сплава Vit 101 полутолщиной $l_1 = 0,5 \cdot 10^{-3}$ м.

T_2^0 , К	681	691	701	711	721	731
T_{iso} , К	684	712	721	731	741	750
ΔT_{iso}^r	0,39	0,37	0,36	0,35	0,34	0,34
$x(t_{\text{iso}}) \cdot 10^3$		0,73	1,1	1,6	2,6	4,9
I_{iso} , $\text{м}^{-3} \cdot \text{с}^{-1}$	$6,2 \cdot 10^{15}$	$1,7 \cdot 10^{17}$	$3,5 \cdot 10^{17}$	$6,84 \cdot 10^{17}$	$1,1 \cdot 10^{18}$	$1,6 \cdot 10^{18}$
u_{iso} , $\text{м} \cdot \text{с}^{-1}$	$8,1 \cdot 10^{-13}$	$5,8 \cdot 10^{-11}$	$1,8 \cdot 10^{-10}$	$5,8 \cdot 10^{-10}$	$1,7 \cdot 10^{-9}$	$4,0 \cdot 10^{-9}$
$N_s \cdot 10^{-20}$, м^{-3}	7,7	4,0	2,7	1,8	1,2	0,63
$N_b/N_{\text{iso}} \cdot 10^2$		0,59	1,3	2,2	4,1	11,1
$\bar{R} \cdot 10^9$, м	68	84	95	109	126	155
t_e , с	$3,7 \cdot 10^5$	$5,2 \cdot 10^3$	$1,2 \cdot 10^3$	$4,1 \cdot 10^2$	$1,6 \cdot 10^2$	48,4

нице объёма N_s и увеличению их размеров \bar{R}).

Важной кинетической особенностью предложенного способа изготовления отливок является то, что преобладающее относительное количество материнской фазы кристаллизуется в изотермических условиях при постоянных значениях скоростей зарождения и роста кристаллов. Действительно, согласно данным таблицы, на момент установления изотермического режима t_{iso} доля успевшего закристаллизоваться объёма $x(t_{\text{iso}})$ является пренебрежимо малой ($\cong 7 \cdot 10^{-4} - 5 \cdot 10^{-3}$), а число образовавшихся центров кристаллизации N_b составляет лишь относительно небольшую часть (0,6–11%) от количества кристаллов, возникающих на заключительной изотермической стадии. Это способствует формированию калиброванных нанокристаллических структур, которые не могут быть получены традиционными способами кокильного литья.

На рисунке 5 приведены графические зависимости общей длительности t_e процесса ИЗР, числа кристаллов в единице объёма N_s и их средних размеров \bar{R} от температуры предварительного нагрева изложницы T_2^0 , как в абсолютном выражении, так и в виде величины перегрева относительно температуры стеклования T_g . Как видно, при увеличении исходной температуры изложницы от 676 К ($T_g + 5$ К) до 731 К ($T_g + 60$ К) число центров кристаллизации, образующихся в течение всего периода затвердевания, снижается приблизительно в 15 раз (от $9,2 \cdot 10^{20} \text{ м}^{-3}$ до $6,3 \cdot 10^{19} \text{ м}^{-3}$). А средние размеры кристаллов увеличиваются от $\cong 64$ до 155 нм. При этом продолжительность затвердевания сокращается от $1,1 \cdot 10^6$ с ($\cong 300$ ч) до 48,4 с.

Учитывая важную роль параметра t_e как фактора, предопреде-

ляющего экономическую целесообразность предлагаемого способа литья расплава в горячую изложницу, на рис. 5 пунктирными линиями выделен интервал начальных температур изложницы $T_2^0 = 689-699 \text{ K}$ ($T_g + 18-28 \text{ K}$), который обеспечивает получение полностью закристаллизованных отливок со средними размерами кристаллов $\cong 79-93 \text{ нм}$ за промежутки времени от 0,5 до 5 ч, соразмерные с длительностями современных микрометаллургических технологий производства аморфных и нанокристаллических сплавов. Таким образом, результаты выполненных исследований свидетельствуют как о теоретической обоснованности, так и о возможности технологического осуществления метода изотермической закалки расплава, позволяющего фиксировать нанокристаллические структуры в массивных отливках непосредственно в процессе их затвердевания.

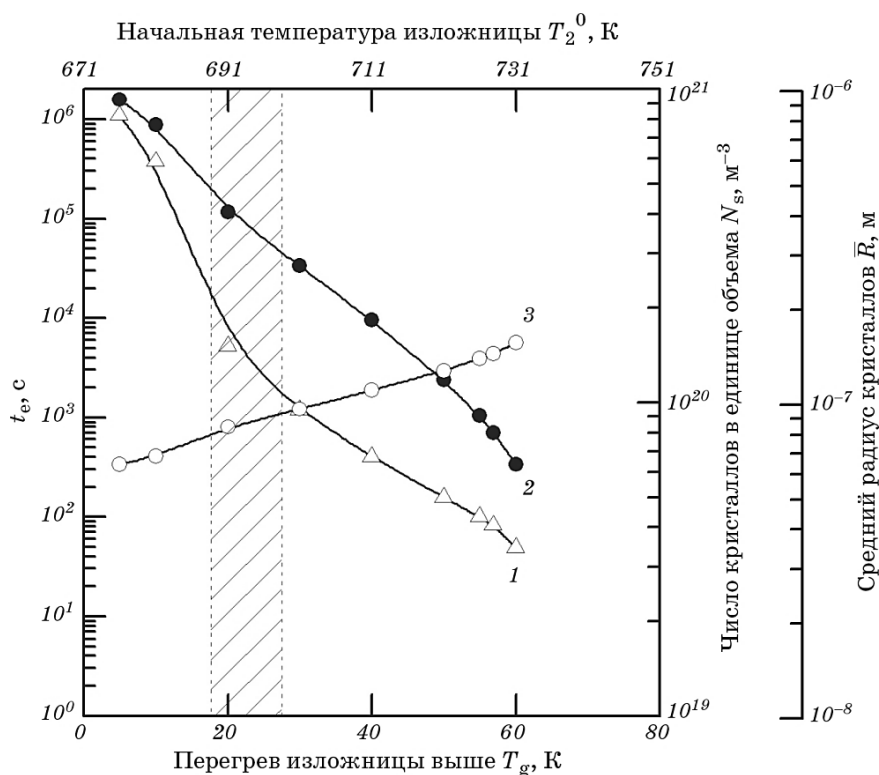


Рис. 5. Зависимости общего времени кристаллизации t_e (1), числа кристаллов в единице объема N_s (2) и их средних размеров \bar{R} (3) от начальной температуры изложницы для отливок из сплава Vit 101 полутолщиной $l_1 = 500 \text{ мкм}$.

4. ВЫВОДЫ

1. На примере сплава $\text{Cu}_{47}\text{Ni}_8\text{Ti}_{34}\text{Zr}_{11}$ (Vit 101) выполнен расчётный анализ термических режимов и кинетики кристаллизации при литье плоскопараллельных отливок толщиной 1 мм в горячую медную изложницу. Определён интервал значений начальной температуры изложницы $T_2^0 = 676\text{--}728\text{ К}$, который обеспечивает установление изотермического режима кристаллизации расплава при температурах, превышающих на 6–77 К точку стеклования.
2. Показано, что на изотермической стадии процесса кристаллизация осуществляется с близкими к максимальным $\cong 10^{15}\text{--}10^{18}\text{ м}^{-3}\cdot\text{с}^{-1}$ скоростями зарождения и очень низкими $\cong 10^{-13}\text{--}10^{-9}$ скоростями роста кристаллов. В этих условиях прирост доли превращённого объёма обусловлен преимущественно образованием новых центров кристаллизации, вследствие чего фиксируются полностью закристаллизованные структуры с размерами кристаллов от 64 до 155 нм.
3. Обобщением расчётных данных установлены оптимальные значения температуры изложницы 689–699 К, позволяющие получать отливки с размерами зёрен $\cong 79\text{--}93\text{ нм}$ за приемлемые для практической реализации промежутки времени 0,5–5 ч.

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. И. С. Мирошниченко, *Закалка из жидкого состояния* (Москва: Металлургия: 1982).
2. В. В. Маслов, Д. Ю. Падерно, *Получение аморфных металлических сплавов* (Киев: Наукова думка: 1987), с. 52.
3. М. Р. Филонов, Ю. А. Аникин, Ю. Б. Левин, *Теоретические основы производства аморфных и нанокристаллических сплавов методом сверхбыстрой закалки* (Москва: МИСиС: 2006).
4. А. Б. Лысенко, О. Л. Кравец, А. А. Лысенко, *Металлофиз. новейшие технол.*, **30**, № 3: 415 (2008).
5. А. Б. Лысенко, О. Л. Кравец, Г. В. Борисова, *Физико-химические основы формирования и модификации микро- и наноструктур* (Харьков: НФТЦ МОН и НАН Украины: 2009), т. 2, с. 367.
6. А. Б. Лысенко, О. Л. Косинская, С. В. Губарев, Т. В. Калинина, *Металлофиз. новейшие технол.*, **36**, № 10: 1411 (2014).
7. О. Б. Лысенко, О. Л. Кравец, О. Л. Косинская, О. О. Лысенко, С. В. Губарев, Т. В. Калинина, *Способ виготовлення об'ємних нанокристалічних сплавів*, Патент України № 64872 (Опубликовано 25 листопада 2011).
8. А. Б. Лысенко, О. Л. Кравец, Г. В. Борисова, А. Л. Кравец, *Физико-химические основы формирования и модификации микро- и наноструктур* (Харьков: НФТЦ МОН и НАН Украины: 2010), т. 2, с. 513.
9. А. Б. Лысенко, Г. В. Борисова, О. Л. Кравец, *Физика и техника высоких давлений*, **14**, № 1: 44 (2004).
10. А. П. Баскаков, Б. В. Берг, О. К. Витт и др., *Теплотехника* (Москва:

- Энергоатомиздат: 1991).
11. А. Б. Лысенко, О. Л. Косинская, С. В. Губарев, Д. В. Соловков, *Математичне моделювання*, **30**, № 1: 58 (2014).
 12. У. Кестер, У. Герольд, *Металлические стекла: ионная структура, электронный перенос и кристаллизация* (Москва: Мир: 1983), с. 325.
 13. А. Б. Лысенко, *Вестник Днепропетровского университета. Физика. Радиоэлектроника*, **19**, № 2: 3 (2011).
 14. А. Б. Лысенко, О. Л. Кравец, Г. В. Борисова, *Физика и техника высоких давлений*, **17**, № 3: 52 (2007).
 15. А. А. Самарский, *Введение в численные методы* (Москва: Наука: 1987).

REFERENCES

1. I. S. Miroshnichenko, *Zakalka iz Zhidkogo Sostoyaniya [Quenching from a Liquid State]* (Moscow: Metallurgiya: 1982) (in Russian).
2. V. V. Maslov and D. Yu. Paderno, *Poluchenie Amorfnykh Metallicheskih Splavov [Preparation of Amorphous Metal Alloys]* (Kiev: Naukova Dumka: 1987), p. 52 (in Russian).
3. M. R. Filonov, Yu. A. Anikin, and Yu. B. Levin, *Teoreticheskie Osnovy Proizvodstva Amorfnykh i Nanokristallicheskih Splavov Metodom Sverkhbystroy Zakalki [The Theoretical Fundamentals of the Production of Amorphous and Nanocrystalline Alloys by Super-Fast Quenching]* (Moscow: MISiS: 2006) (in Russian).
4. O. B. Lysenko, O. L. Kravets, and O. O. Lysenko, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **30**, No. 3: 415 (2008) (in Russian).
5. A. B. Lysenko, O. L. Kravets, and G. V. Borisova, *Fiziko-Khimicheskie Osnovy Formirovaniya i Modifikatsii Mikro- i Nanostruktur [Physical and Chemical Fundamentals of Formation and Modification of Micro- and Nanostructures]* (Kharkov: NFTTs MON i NAN Ukrainy: 2009), vol. 2, p. 367 (in Russian).
6. O. B. Lysenko, O. L. Kosynska, S. V. Gubarev, and T. V. Kalinina, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **36**, No. 10: 1411 (2014) (in Russian).
7. O. B. Lysenko, O. L. Kravets, O. L. Kosinskaya, O. O. Lysenko, S. V. Gubarev, and T. V. Kalinina, *Sposib Vygotovlennya Ob'yemnykh Nanokrystalichnykh Splaviv [Method for Producing of Bulk Nanocrystalline Alloys]*, Patent of Ukraine No. 64872 (Publ. November 25, 2011) (in Ukrainian).
8. A. B. Lysenko, O. L. Kravets, G. V. Borisova, and A. L. Kravets, *Fiziko-Khimicheskie Osnovy Formirovaniya i Modifikatsii Mikro- i Nanostruktur [Physical and Chemical Fundamentals of Formation and Modification of Micro- and Nanostructures]* (Kharkov: NFTTs MON i NAN Ukrainy: 2010), vol. 2, p. 513 (in Russian).
9. A. B. Lysenko, G. V. Borisova, and O. L. Kravets, *Fizika i Tekhnika Vysokikh Davleniy*, **14**, No. 1: 44 (2004) (in Russian).
10. A. P. Baskakov, B. V. Berg, O. K. Vitt et al., *Teplotekhnika [Thermotechnics]* (Moscow: Energoatomizdat: 1991) (in Russian).
11. A. B. Lysenko, O. L. Kosinskaya, S. V. Gubarev, and D. V. Solovkov, *Matematychni Modelyuvannya*, **30**, No. 1: 58 (2014) (in Russian).
12. U. Köster and U. Herold, *Metallischeskie Stekla: Ionnyaya Struktura, Elektronnyy Perenos i Kristallizatsiya [Metallic Glasses: Ion Structure, Electronnyy Perenos i Kristallizatsiya]* (Moscow: Nauka: 1987) (in Russian).

- Electron Transfer and Crystallization*] (Moscow: Mir: 1983), p. 325 (Russian translation).
13. А. Б. Лыsenko, *Vestnik Dnepropetrovskogo Universiteta. Fizika. Radioelektronika*, **19**, No. 2: 3 (2011) (in Russian).
 14. А. Б. Лыsenko, G. V. Borisova, and O. L. Kravets, *Fizika i Tekhnika Vysokikh Davleniy*, **17**, No. 3: 52 (2007) (in Russian).
 15. А. А. Samarskiy, *Vvedenie v Chislennye Metody [Introduction to Numerical Methods]* (Moscow: Nauka: 1987) (in Russian).