

DOI: 10.18721/JEST.26209  
УДК 621.74.01:681.3.06

*В.М. Голод<sup>1</sup>, А.С. Цветков<sup>2</sup>, И.В. Теплухина<sup>2</sup>*

<sup>1</sup> Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,  
Санкт-Петербург, Россия

<sup>2</sup> НИЦ "Курчатовский институт" — ЦНИИ КМ "Прометей", Санкт-Петербург, Россия

## **СИСТЕМНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ ЛОКАЛЬНОЙ ДЕНДРИТНОЙ И ЛИКВАЦИОННОЙ НЕОДНОРОДНОСТИ В СЛИТКЕ ИЗ РЕАКТОРНОЙ СТАЛИ АУСТЕНИТНОГО КЛАССА**

Задача обеспечения структурно-механической стабильности металла внутрикорпусной выгородки перспективных ВВЭР, изготовленной из новой аустенитной стали, требует корректировки технологического процесса термомеханической обработки, важным этапом которой является гомогенизация слитка при нагреве под ковку. Несмотря на многолетние усилия по решению комплексной задачи управления микромасштабной ликвационной неоднородностью литого металла, до настоящего времени не реализован системный анализ диффузионных процессов, охватывающих стадии дендритной кристаллизации многокомпонентных сталей в условиях значительного подавления диффузии в образующейся твердой фазе, а также последующей диффузионной гомогенизации. В связи с актуальностью решения указанной проблемы на основе рассмотрения и усовершенствования ее методологии в настоящей публикации представлены этапы системного анализа начальных этапов технологического процесса изготовления заготовки кольца внутрикорпусной выгородки ВВЭР-ТОИ, реализация которых обеспечивает необходимую адекватность численного решения моделирования.

*Ключевые слова:* системное моделирование, гомогенизация, внутрикорпусная выгородка, ВВЭР, аустенитная сталь.

*Ссылка при цитировании:*

Голод В.М., Цветков А.С., Теплухина И.В. Системное моделирование формирования локальной дендритной и ликвационной неоднородности в слитке из реакторной стали аустенитного класса // *Материаловедение. Энергетика*. 2020. Т. 26, № 2. С. 114–127. DOI: 10.18721/JEST.26209

Эта статья открытого доступа, распространяемая по лицензии CC BY-NC 4.0 (<https://creativecommons.org/licenses/by-nc/4.0/>)

*V.M. Golod<sup>1</sup>, A.S. Tsvetkov<sup>2</sup>, I.V. Teplukhina<sup>2</sup>*

<sup>1</sup>Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University, St. Petersburg, Russia

<sup>2</sup>NRC "Kurchatov Institute" — CRISM "Prometey", St. Petersburg, Russia

## **SYSTEM MODELING OF LOCAL DENDRITIC AND LIQUATION HETEROGENEITY FORMATION IN THE AUSTENITIC STEEL INGOT**

The task of long-term structural and mechanical stability of VVER core baffle rings made of new austenitic steel requires reviewing the existing technological process of multi-stage thermo-deformation production technology. Heat treatment at the stage of ingot heating for forging (homogenization) is an essential part of the process. Despite much effort to solve the complex problem of controlling the micro-scale segregation heterogeneity of cast metal, researchers still fail to conduct a system analysis of diffusion processes covering the stages of dendritic crystallization of multicomponent steels under conditions of significant diffusion

suppression in the resulting solid phase, as well as the subsequent diffusion homogenization. The need for a solution based on a comprehensive review and dramatic improvement of its methodology is critical. Thus, the paper presents system analysis steps of the first stages of the technological process of VVER-TOI core baffle rings production. If implemented, those steps provide the necessary adequacy of the numerical modeling.

*Keywords:* system modeling, homogenization, core baffle, VVER, austenitic steel.

*Citation:*

V.M. Golod, A.S. Tsvetkov, I.V. Teplukhina, System modeling of local dendritic and liquation heterogeneity formation in the austenitic steel ingot, *Materials Science. Power Engineering*, 26 (02) (2020) 114–127, DOI: 10.18721/JEST.26209

This is an open access article under the CC BY-NC 4.0 license (<https://creativecommons.org/licenses/by-nc/4.0/>)

**Введение.** Внутрикорпусная выгородка является одним из основных элементов водо-водяного энергетического реактора (ВВЭР). Выгородка разделяет потоки теплоносителя, служит для защиты корпуса реактора от нейтронного облучения и, вследствие этого, испытывает наибольшие радиационные нагрузки. Облучение материала приводит к снижению пластичности и трещиностойкости, а радиационное распухание значительно усиливает этот эффект [1–3]. Сочетание низкого уровня механических свойств материала при достижении критического формоизменения и образовании зон предельного охрупчивания может привести к преждевременному разрушению выгородки.

Максимальная доза нейтронов за 60 лет эксплуатации для реакторов новых проектов (ВВЭР-ТОИ), приходящаяся на материал выгородки, составит не менее 150 сна. По данным [1, 2] работоспособность выгородки за пределами проектного срока службы в таких условиях не может быть гарантирована при консервативном прогнозе радиационного распухания в случае ее изготовления из использующейся в настоящее время стали марки 08X18H10T. Данное обстоятельство предопределило актуальность исследовательских работ по разработке новой стали марки 10X16H25M2T для внутрикорпусной выгородки ВВЭР, обладающей стойкостью против радиационного распухания и охрупчивания [2], а также металлургической технологии изготовления крупногабаритных заготовок из нее [4, 5].

Важным этапом металлургической технологии термомодеформационной обработки заготовок является гомогенизация, проводимая с целью максимального снижения микромасштабной ликвационной неоднородности металла, унаследованной в результате неравновесного характера затвердевания крупных слитков [6–8]. Несмотря на многолетние усилия по решению этой комплексной по своему характеру задачи [9–11], до настоящего времени не реализован системный анализ диффузионных процессов, происходящих при дендритной кристаллизации многокомпонентных сталей в условиях значительного подавления диффузии в образующейся твердой фазе, а также в ходе последующей диффузионной гомогенизации. В связи с необходимостью радикального пересмотра всех этапов технологии изготовления заготовок колец выгородки из новой стали в настоящей публикации представлены основные подходы системного анализа, реализация которых обеспечивает необходимую адекватность моделирования. Целью работы является реализация системного режима моделирования на примере определения продолжительности гомогенизации слитка 63,7 т из стали марки 10X16H25M2T для обеспечения химической и структурной однородности металла заготовки ответственного назначения.

### Теоретическая база для решения задачи

В работе, решается двуединый комплекс задач – моделирование технологии (методологический) и практическое обоснование параметров режима (технологический). Экспериментальная

часть исследований была проведена на металле опытной плавки слитка массой 500 кг. Основным объектом статьи является решение задачи по определению технологической продолжительности гомогенизации промышленного слитка из новой стали массой 63,7 т, совмещаемой с нагревом слитка под первый вынос при ковке.

Системное моделирование формирования локальной дендритной и ликвационной неоднородности в слитке из стали 10X16H25M2T включает:

- Этап I – моделирование технологических условий макромасштабного затвердевания слитка, представленного геометрической сеточной моделью;
- Этап II – моделирование диффузионных процессов при формировании мезомасштабной неоднородности дендритной структуры по сечению затвердевающего слитка;
- Этап III – моделирование диффузионных процессов при интенсивном развитии микромасштабной ликвации по сечению вторичных боковых ветвей дендритов затвердевающего слитка;
- Этап IV – моделирование микромасштабных диффузионных процессов при термической обработке слитка из стали 10X16H25M2T путем гомогенизирующего отжига при температуре нагрева слитка под ковку.

Теоретической базой реализуемого сквозного компьютерного анализа являются следующие положения:

- поэтапное использование информационного обеспечения численных расчетов температурно-зависимыми термодинамическими и теплофизическими параметрами на основе использования специализированного программного комплекса «POLYTHERM»<sup>1</sup> [12, 13];
- макро-, мезо- и микро- масштабирование моделируемых явлений (рис. 1) теплообмена, формирования дендритной структуры, межфазного перераспределения и диффузионного переноса компонентов сплава [13, 14];
- системный анализ взаимосвязи указанных процессов на основе совместного численного решения определяющих дифференциальных уравнений в соответствии с макро-, мезо- и микро- масштабам их реализации в рамках единой конечно-разностной сетки [13].

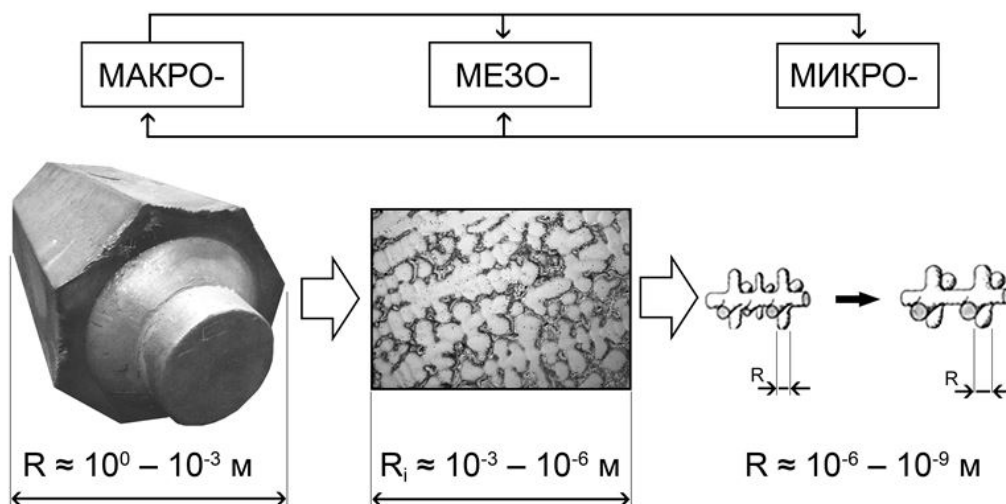


Рис. 1. Масштабирование моделируемых этапов формирования дендритной структуры

Fig. 1. Scaling of simulated stages of dendritic structure formation

При исследовании параметров возникающей дендритной структуры реализованы следующие режимы моделирования процессов и задания начальных и граничных условий, позволяющие анализировать процесс неравновесной кристаллизации в твердой фазе и межфазное перераспределение компонентов в объеме мезоэлемента:

- рассматриваемые процессы протекают в выбранной мезомасштабной ячейке сплава с равномерно распределенной температурой, представляющей закрытую физико-химическую систему во всех отношениях, кроме теплообмена с окружающей средой;
- соблюдение локального равновесия на межфазных границах и граничных условий, полученных при макромасштабном анализе затвердевания слитка;
- аддитивный вклад компонентов сплава в изменение состава остаточной жидкой фазы;
- независимый характер диффузии компонентов в жидкой и твердой фазах, а также при разделительной диффузии на межфазных границах;
- равномерное диффузионное распределение компонентов в объеме жидкой фазы.

### Результаты и их обсуждение

#### 1. Макромасштабная задача затвердевания слитка

Численный расчет затвердевания стального слитка в чугунной изложнице с использованием программного комплекса «POLYCAST»<sup>2</sup> позволяет на I этапе получить в макромасштабном приближении распределение температур при заданных технологических условиях на основе уравнения Фурье:

$$c(t) \frac{\partial t}{\partial \tau} = \lambda \nabla^2 t + L \frac{\partial m}{\partial t}; \quad t_s \leq t \leq t_L; \quad 0 \leq m \leq 1; \quad (1)$$

с учетом равновесных условий формирования первичной фазы  $m$  – доли твердого  $\gamma$ -раствора при выделении теплоты кристаллизации  $L$  в температурном интервале затвердевания  $\Delta t_{LS} = t_L - t_s$  (от уровня ликвидуса  $t_L = 1426^\circ\text{C}$  до солидуса  $t_s = 1396^\circ\text{C}$ ), оцениваемом на основе термодинамического моделирования прогнозируемого темпа выделения твердой фазы  $\frac{\partial m}{\partial t}(t)$  и соответствующей локальной продолжительности затвердевания  $\tau_{LS}$  в сеточных ячейках слитка.

Важным результатом выполненного моделирования является расчет распределения температур в объеме слитка из стали 10X16H25M2T и продолжительности затвердевания в каждой точке его сечения (рис. 2), необходимые для дальнейшего анализа условий кристаллизации стали.

#### 2. Мезомасштабная задача формирования дендритной структуры

На II этапе реализуется системный анализ мезомасштабных процессов, обеспечивающих морфологическую эволюцию вторичных ветвей дендритов при формировании структуры на основе решения системы уравнений, охватывающих условия неравновесной кристаллизации, межфазного перераспределения компонентов и их диффузии в твердой фазе [15–17]:

$$\left\{ \begin{aligned} \frac{dt}{d\tau} &= -\frac{q}{Rc} + \frac{L}{c} \frac{dm}{d\tau}; \end{aligned} \right. \quad (2.1)$$

$$\frac{dm}{dt} = \frac{1}{\sum_{i=1}^n \frac{p_i C_i^L (1-k_i)}{1-m(1-\sigma_i k_i)}}; \quad (2.2)$$

$$\frac{dC_i^L}{dm} = \frac{C_i^L (1-k_i)}{1-m(1-\sigma_i k_i)} dm; \quad (2.3)$$

$$\frac{d(\lambda_2^3)}{d\tau} = \frac{\Gamma}{\phi_j} \frac{1}{\sum_{i=1}^n \frac{p_i C_i^L (1-k_i)}{D_i^L}}; \quad (2.4)$$

где  $t$  – температура сплава;  $\tau$  – продолжительность кристаллизации;  $C_i^L$  – осредненная концентрация  $i$ -го компонента в жидкой фазе;  $\Gamma$  – коэффициент Гиббса-Томсона;  $R = V/F$  – приведенная толщина мезоэлемента (отношение объема  $V$  к поверхности  $F$  теплообмена);  $q$  – тепловой поток в окружающую среду;  $c$ ,  $L$  – объемная теплоемкость и скрытая теплота затвердевания сплава;  $k_i$ ,  $p_i$  – коэффициент распределения и тангенс угла наклона поверхности ликвидуса  $i$ -го компонента  $n$ -компонентного сплава ( $2 \leq I \leq n$ );  $\sigma_i$  – нормированный ( $0 \leq \sigma_i \leq 1$ ) параметр обратной диффузии  $\sigma_i = 2\alpha_i / (1+2\alpha_i)$  при  $\alpha_i = 8D_S^i \tau_{LS} / \lambda 2$ , который оценивает полноту диффузионных процессов в твердой фазе;  $D_L^i$ ,  $D_S^i$  – коэффициенты диффузии компонентов в жидкой и твердой фазах;  $\phi_j$  – параметр, указывающий принятую  $j$ -ую модель коалесценции.

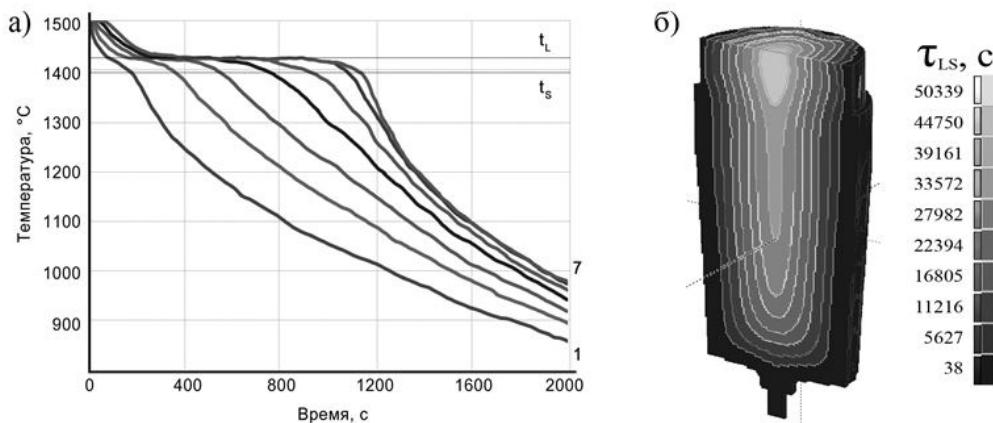


Рис. 2. Термические кривые затвердевания стали (а) в различных участках по сечению слитка (от поверхности – 1 к оси – 7) и распределение локальной продолжительности кристаллизации  $\tau_{LS}$  (б) в осевом сечении слитка массой 500 кг

Fig. 2. Thermal curves of the alloy solidification (a) in various sections along the ingot cross-section (from the surface – 1 to the axis – 7) and the distribution of the local crystallization time  $\tau_{LS}$  (б) in the axial section of the 500 kg ingot

Формирование и рост ансамбля первичных дендритных кристаллитов в междендритном расплаве до их смыкания и срастания (первая стадия) с последующим утолщением и/или растворением образующихся вторичных ветвей за счет интенсивной капиллярно-диффузионной ко-

алесценции [14, 15] в объеме внутридендритной жидкой фазы (вторая стадия) сопровождается частичным подавлением диффузии компонентов сплава в образующейся твердой фазе [17, 18].

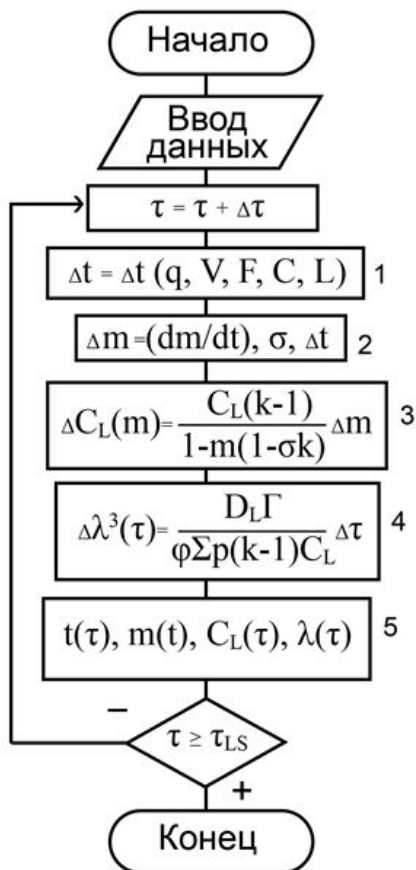
Приведенные уравнения (2.1–2.4) отражают природу сопряженных по месту и времени физико-химических процессов в отдельном мезоэлементе (рис. 3), обусловленных:

а) теплообменом (2.1) с окружающей средой – мезоячейками разностной сетки макросистемы (блок 1);

б) неравновесным темпом выделения твердой фазы (2.2) при соответствующей скорости кристаллизации (блок 2);

в) диффузионным перераспределением компонентов (2.3) на границе раздела твердой и жидкой фаз и выравниванием состава жидкой фазы в объеме мезоячейки (блок 3) при частичном подавлении диффузии в твердой фазе ( $0 \leq \sigma \leq 1$ );

г) капиллярно-диффузионной коалесценцией (2.4) вторичных дендритных ветвей (блок 4) в условиях аддитивного характера накопления компонентов сплава в жидкой фазе [17, 19], определяющего неравновесный характер выделения твердой фазы (2.2) и геометрические условия коалесценции (2.4).

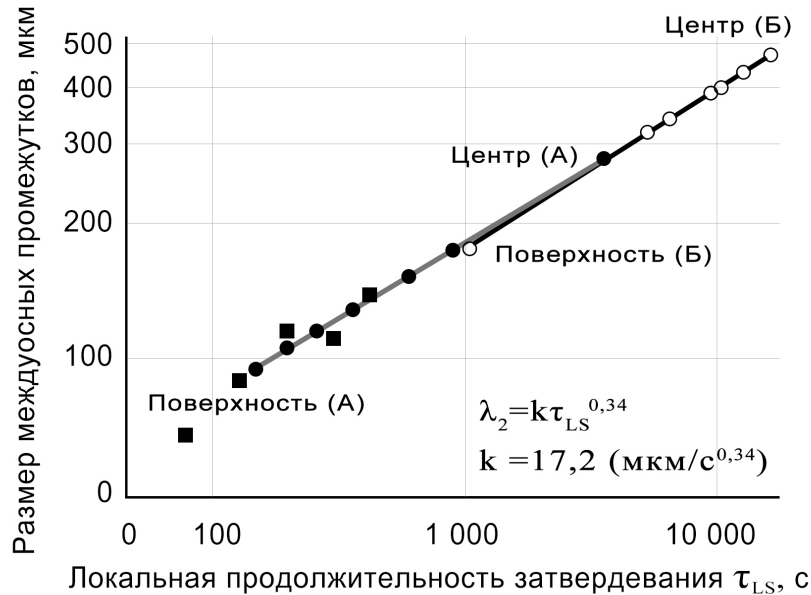


- расчет изменения температуры  $\Delta t$  ( $\tau$ ) (блок 1) с заданным тепловым потоком  $q(\tau)$  для мезоэлемента объема  $V$  и поверхности  $F$  теплообмена с окружающими ячейками (2.1) при объемной теплоемкости  $C$  и теплоте кристаллизации  $L$ ;
- расчет высвобождаемой доли твердой фазы  $\Delta m(t)$  (блок 2) основан на термодинамическом моделировании равновесного темпа выделения твердой фазы (2.2) с частичным подавлением диффузии в твердой фазе  $D_s$ , описываемой коэффициентом обратной диффузии  $\sigma$  для многокомпонентных сплавов ( $0 \leq \sigma \leq 1$ ), который аддитивно суммируется по всем компонентам;
- расчет изменения состава компонентов сплава  $\Delta C_L$  в жидкой фазе (блок 3) с учетом эффекта частичного подавления диффузии в твердой фазе (2.3);
- расчет изменения расстояний между вторичными дендритными ветвями  $\Delta \lambda(\tau)$  (блок 4) с учетом влиянием термодинамических параметров  $k(t)$  и  $p(t)$ , параметров диффузионного переноса компонентов в расплаве  $D_L$  и капиллярных явлений  $\Gamma$  при коалесценции вторичных боковых ветвей дендритов (2.4);
- расчет текущей температуры сплава  $t(\tau)$ , доли выделившейся твердой фазы  $m(t)$ , среднего состава жидкой фазы  $C_L(\tau)$  на межфазной границе L/S и междусосного расстояния между дендритными ветвями  $\lambda(\tau)$  (блок 5).

Рис. 3. Блок-схема программы моделирования кинетики кристаллизации и морфологии дендритной структуры

Fig. 3. Diagram of a program for modeling the kinetics of crystallization and morphology of a dendritic structure

Результатом решения задачи мезоструктурного анализа дендритной кристаллизации стали 10X16H25M2T является расчет изменения размеров междоусных промежутков дендритов  $\lambda_2$  (м) при коалесценции (рис. 4) и осредненного состава жидкой фазы  $C_L^i(\tau)$  в условиях подавления диффузии в твердой фазе, вызванного неравновесным темпом ее выделения.



■ – экспериментальные и ● – расчетные точки для опытного слитка массой 500 кг; ○ – расчетные точки для промышленного слитка массой 63,7 т.  
 Рис. 4. Изменение размеров междоусных промежутков дендритов  $\lambda_2$  ( $\tau_{LS}$ ) на этапе коалесценции в зависимости от локальной продолжительности кристаллизации  $\tau_{LS}$  в слитках массой 500 кг (А) и 63,7 т (Б)

Fig. 4. Changing the sizes of dendrites arm spacing  $\lambda_2$  ( $\tau_{LS}$ ) at the coalescence stage depending on the local crystallization time  $\tau_{LS}$  in ingots weighing 500 kg (A) and 63,7 t (B)

### 3. Микромасштабная задача дендритной ликвации новой стали

На III этапе реализуется микромасштабная модель дендритной ликвации на основе численного решения дифференциального уравнения для цилиндрической геометрии боковой ветви дендрита:

$$\frac{\partial C_S}{\partial \tau} = D_S \left( \frac{\partial^2 C_S}{\partial r^2} + \frac{1}{r} \frac{\partial C_S}{\partial r} \right); \quad 0 \leq r \leq R_2(\tau); \quad 0 \leq \tau \leq \tau_{LS}; \quad (3)$$

при использовании уменьшенного (микромасштабного) размера пространственной сетки  $\Delta r$  при  $\lambda_2(\tau_{LS}) = 200-480$  мкм и временного шага  $\Delta \tau$  при  $\tau_{LS} = (3-9) \times 10^3$  с. Граничные условия симметрии, определяемые на оси ветви ( $r = 0$ ), задают соотношение  $\frac{\partial C_S^i(0, \tau)}{\partial r} = 0$ . На подвижной межфазной границе  $r = R_2(\tau)$ , где состав остаточной жидкой фазы  $C_L^i(R_2, \tau) = C_L^i(t_L)$  отвечает текущей температуре ликвидуса  $t_L(\tau)$ , концентрацию образующейся твердой фазы определяет согласно условиям локального равновесия граничное условие  $C_S^i(R_2, \tau) = k_i(t_L) C_L^i(R_2, \tau)$ . Использование уравнения (3) на каждом шаге  $\Delta \tau$  по времени процесса кристаллизации ( $0 \leq \tau \leq \tau_{LS}$ ) позволяет оценить ход радиального перераспределения компонентов по сечению

дендритной ветви с учетом многокомпонентного состава твердой фазы, непрерывно выделяющейся на межфазной границе  $R_2(\tau)$  из расплава.

Неравновесный характер процесса накопления компонентов в расплаве при  $\sigma_i < 1$  в результате частичного подавления диффузии в твердой фазе ( $\sigma_{Si} = 0,22$ ;  $\sigma_{Mo} = 0,08$ ;  $\sigma_{Mn} = 0,35$ ) за исключением углерода и титана приводит к значительному развитию дендритной ликвации, индекс которой в зависимости от начального содержания компонентов ( $C_L^i$ ), величины коэффициента диффузии в твердой фазе  $D_S^i$  и коэффициентов межфазного перераспределения компонентов при кристаллизации  $k_i$  (табл. 1) составляет (кроме  $\delta_C \approx 0$  и  $\delta_{Ti} \approx 0$ ) значительную величину:  $\delta_{Si} = 0,30$ ;  $\delta_{Mo} = 0,91$ ;  $\delta_{Mn} = 0,23$ .

Таблица 1

**Сравнительная оценка параметров ликвационной неоднородности компонентов стали 10X16H25M2T в опытном слитке массой 500 кг**

Table 1

**Comparative evaluation of the parameters of segregation heterogeneity of the 10H16N25M2T steel components in experienced ingot weighing 500 kg**

Компоненты стали	C	Si	Mn	Cr	Ni	Ti	Mo
$C_0$ , масс. %	0,08	0,50	1,75	15,50	25,00	0,70	1,05
$k=C_L/C_S$	0,21	0,79	0,78	0,92	0,99	0,34	0,66
$D_S$ ( $10^{-15}$ м <sup>2</sup> /с)	$1,28 \times 10^5$	37,00	70,00	2,08	3,28	$6,74 \times 10^4$	11,30
$\sigma$	0,99	0,22	0,35	0,01	0,03	0,99	0,08
$C_{min}$ , масс. %	0,072	0,448	1,610	14,460	24,800	0,670	0,805
$C_{max}$ , масс. %	0,073	0,599	2,011	19,035	25,240	0,673	1,763
$\delta=(C_{max} - C_{min})/C_0$	0,011	0,302	0,229	0,295	0,018	0,004	0,912
Примечание: $C_0$ – начальная концентрация компонента стали; $k$ , $C_{min}$ , $C_{max}$ , $\sigma$ – условия формирования дендритной ликвации (слиток 500 кг); коэффициент диффузии $D_S$ – при 1200°С							

Для устранения (ослабления) этой микромасштабной неоднородности предназначен следующий этап – гомогенизация слитка.

**4. Расчет необходимой продолжительности гомогенизирующего отжига слитка на этапе его нагрева под ковку**

На IV этапе проведено моделирование длительной изотермической выдержки для выравнивания микромасштабной химической неоднородности исследуемой стали, унаследованной в результате развития дендритной ликвации при неравновесной кристаллизации слитка (разделы 1–3). Дифференциальное уравнение, совпадающее с приведенной формулой (3):

$$\frac{\partial C_S}{\partial \tau} = D_S \left( \frac{\partial^2 C_S}{\partial r^2} + \frac{1}{r} \frac{\partial C_S}{\partial r} \right); \quad 0 \leq r \leq \lambda_2(\tau_{LS})/2; \quad 0 \leq \tau \leq \tau_{max}; \quad (4)$$

решается с использованием микромасштабной сетки для  $\Delta r$  и  $\Delta \tau$ , введенной на III этапе, в пределах цилиндрической области боковой ветви дендрита, ограниченной половиной конечного междусоснового промежутка  $\lambda_2(\tau_{LS})$ , при граничном условии радиальной симметрии на



оси  $\frac{\partial C_S^i(0, \tau)}{\partial r} = 0$  и условия внешней изоляции  $\frac{\partial C_S^i(R_m, \tau)}{\partial r} = 0$  на поверхности дендритной ветви ( $R_m = \lambda_2/2$ ).

Эволюция радиального распределения различных компонентов стали 10X16H25M2T в процессе гомогенизации показана на расчетных кривых, относящихся к различным стадиям изотермической выдержки (рис. 5).

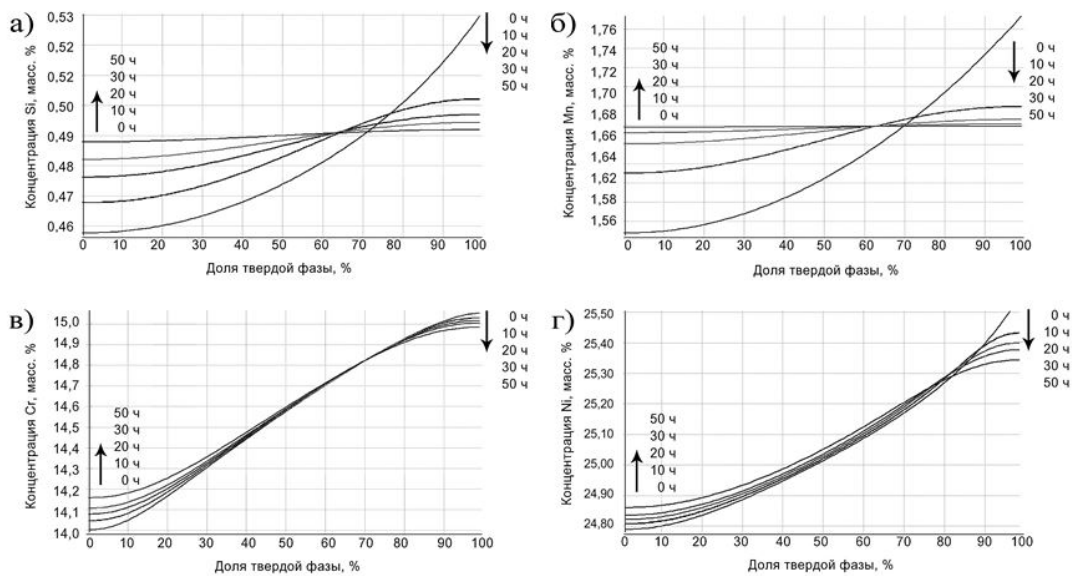


Рис. 5. Радиальное распределение компонентов Si (а), Mn (б), Cr (в) и Ni (г) в результате дендритной ликвации при затвердевании ( $\tau = 0$ ) и на этапе гомогенизации ( $\tau = 10, 20, 30$  и  $50$  ч) слитка массой  $500$  кг

Fig. 5. Radial distribution of components Si (a), Mn (б), Cr (в) and Ni (г) as a result of dendritic segregation during solidification ( $\tau = 0$ ) and homogenization ( $\tau = 10, 20, 30$  and  $50$  h) of a  $500$  kg ingot

Выявленная интенсивность протекания гомогенизации для отдельных компонентов стали (рис. 5) согласуется с различием величины коэффициентов диффузии в твердой фазе (табл. 1):

$$D_S^C > D_S^{Ti} > D_S^{Mn} > D_S^{Si} > D_S^{Mo} > D_S^{Ni} > D_S^{Cr},$$

в то время как в числе наиболее значимых факторов, определяющих начальную микронеоднородность слитка  $(\Delta C_i)_{max}$ , оказывают влияние широкие пределы изменения коэффициента распределения  $k$  (табл. 1) различных компонентов:

$$k_C < k_{Ti} < k_{Mo} < k_{Mn} < k_{Si} < k_{Cr} < k_{Ni},$$

а также иная последовательность результирующей ликвационной неоднородности:

$$(\Delta C_{Cr})_{max} > (\Delta C_{Mo})_{max} > (\Delta C_{Ni})_{max} > (\Delta C_{Mn})_{max} > (\Delta C_{Si})_{max} > (\Delta C_{Ti})_{max} > (\Delta C_C)_{max}.$$

Проявление указанных различий в совокупности отражается на величине итогового индекса остаточной микроликвации (табл. 1):

$$\delta_{Mo} > \delta_{Si} > \delta_{Cr} > \delta_{Mn} > \delta_{Ni} > \delta_C > \delta_{Ti}$$

и значении коэффициента конечной ликвационной неоднородности  $(I_i)_{hom} = (C_i)_{min}/(C_i)_0$  частично гомогенизированного сплава, согласно которому в результате проведенной выдержки в течение 110 ч получено полное выравнивание всех остальных компонентов, за исключением никеля ( $I_{Ni} = 0,4$ ) и хрома ( $I_{Cr} = 0,6$ ).

Обобщенное представление о кинетике гомогенизации различных компонентов стали в объеме промышленного слитка 63,7 т дает сводная диаграмма (рис. 6), где сопоставлено изменение во времени индекса остаточной микроликвации  $\delta_i^*(\tau) = \frac{\Delta C_i(\tau)}{\Delta C_i(0)} = \frac{C_i(R_m, \tau) - C_i(0, \tau)}{C_i(R_m, 0) - C_i(0, 0)}$ , обусловленное величиной коэффициентов диффузии  $D_s^i$  в твердой фазе и исходной ликвационной микронеоднородностью  $(\Delta C_i)_{max} = \Delta C_i(0)$  в результате завершения кристаллизации стали (табл. 1). Учитывая, что режим нагрева слитка регулируется по показаниям печных термопреобразователей, время достижения заданной температуры в рабочем пространстве печи и в центре слитка может существенно различаться, что демонстрирует представленное на рис. 6 расчетное изменение температуры поверхности при штатном нагреве холодного слитка в печи.

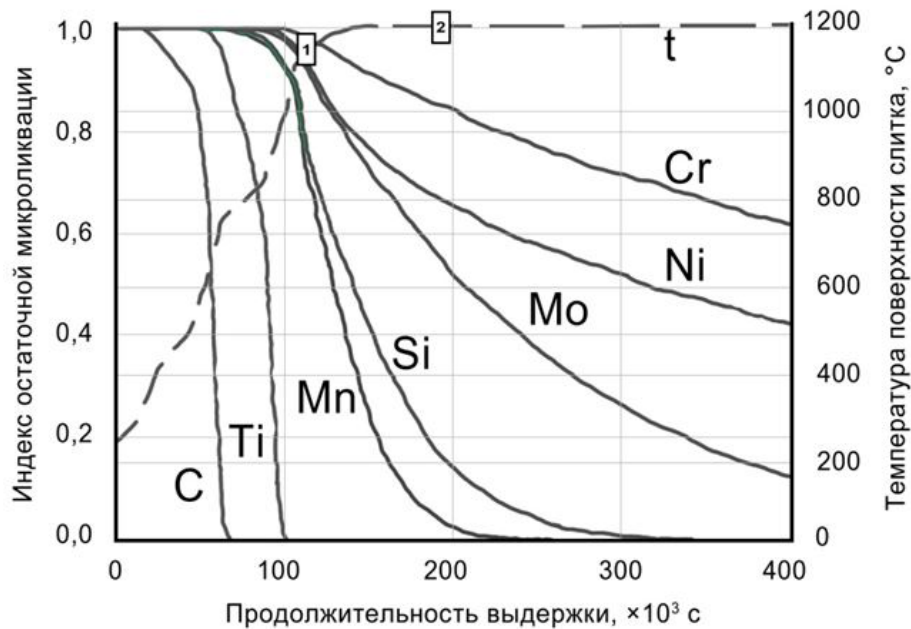


Рис. 6. Изменение индекса остаточной микроликвации компонентов стали 10X16H25M2T при температуре 1200°С в сопоставлении с ходом температуры приповерхностного слоя слитка (прерывистая линия) и временными метками достижения заданной температуры в печном пространстве (1) и в центре слитка (2)

Fig. 6. Changing of the steel 10H16N25M2T components microsegregation index at a temperature of 1200°С in comparison with the temperature evolution of the ingot surface layer (dashed line) and timestamps of reaching the set temperature in the furnace space (1) and in the ingot center (2)

Экспериментальные результаты количественной оценки изменения концентрационного профиля основных химических элементов в осевой зоне дендритных ветвей и в их межосевых промежутках представлены индексом остаточной микроликвации  $\delta(\tau)$  (табл. 1). Его значения, полученные при исследовании опытного слитка массой 500 кг (рис. 7), показали хорошую сходимость результатов с расчетными кривыми  $\delta_i = \exp[-\pi^2 D_s^i \tau / (\lambda_k^2 / 4)]$  [20], учитывающими различие значений коэффициентов диффузии компонентов сплава в твердой фазе  $D_s^i$  и конечные размеры междусосных промежутков дендритов  $\lambda_k$ .

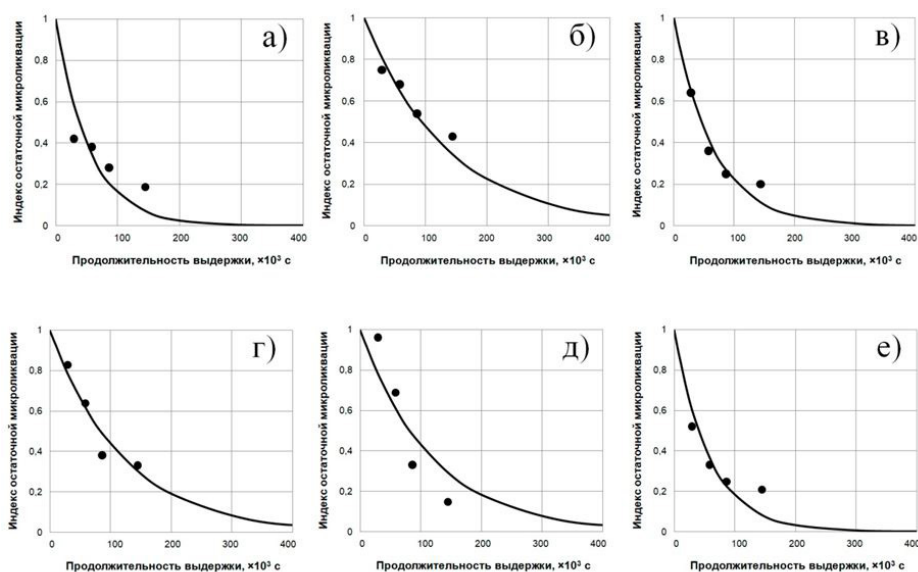


Рис. 7. Сопоставление экспериментальных данных (точки) с расчетными кривыми изменения  $\delta(\tau)$  компонентов Si (а), Мо (б), Cr (в), Ni (г), Ti (д) и Mn (е) в ходе гомогенизации опытных образцов слитка стали 10X16H25M2T массой 500 кг [4]

Fig. 7. Comparison of the experimental data (points) with the calculated curves of the  $\delta(\tau)$  for components Si (a), Mo (б), Cr (в), Ni (г), Ti (д) and Mn (е) during the homogenization of samples from 500 kg ingot of the steel 10H16N25M2T [4]

### Заключение

Рассмотренная система моделей, позволяющая выполнить сквозной расчет условий формирования дендритной структуры и микромасштабной химической неоднородности стали, открывает возможность выявления особенностей поведения различных компонентов стали, с учетом системного характера протекающих при этом разномасштабных физико-химических процессов различной природы (теплообмен, кристаллизация, диффузия, коалесценция и др.), и их роль на различных этапах металлургической технологии, в частности – при гомогенизации. Сопоставление результатов проведенного анализа этих процессов с полученными экспериментальными и литературными данными свидетельствует, что при условии достоверного информационного обеспечения – компьютерное моделирование является важным инструментом для управления и формирования качества заготовок.

Моделирование прогрева слитка показало, что заданная температура в осевой зоне отстает на 20–25 ч от момента достижения температуры 1200°C в печном пространстве, а последующее концентрационное выравнивание распределения большинства легирующих элементов интенсивно происходит в первые 30–35 ч после полного прогрева слитка. Оценки, полученные при математическом моделировании выравнивания ликвационной неоднородности в промышленном слитке, удовлетворительно согласуются с экспериментальными данными исследований опытного слитка новой стали.

Результаты проведенных исследований использованы в качестве научно-обоснованных рекомендаций для оптимизации технологического процесса гомогенизирующего отжига слитка при изготовлении опытно-штатной заготовки кольца внутрикорпусной выгородки ВВЭР-ТОИ. Рекомендуемая продолжительность технологической выдержки при нагреве слитка 63,7 т стали 10X16H25M2T под ковку при температуре 1200°C составила 50-55 ч.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- [1] **Махин В.М., Цофин В.И., Комолов В.М. и др.** Оценка повреждающей дозы в различных условиях облучения конструкционных материалов // Вопросы атомной науки и техники. 2009. № 25. С. 135–140.
- [2] **Курсевич И.П., Карзов Г.П., Марголин Б.З. и др.** Принципы легирования новой радиационно-стойкой аустенитной стали для ВКУ ВВЭР-1200, обеспечивающей их безопасную эксплуатацию не менее 60 лет // Вопросы материаловедения. 2012. Т. 71. № 3. С. 146–160.
- [3] **Sorokin A.A., Margolin B.Z., Kursevich I.P. et al.** Effect of neutron irradiation on tensile properties of materials for pressure vessel internals of WWER type reactors // Journal of Nuclear Materials. 2014. V. 444. P. 373–384.
- [4] **Tsvetkov A.S., Teplukhina I.V.** Homogenization of Cr-Ni austenitic steel studying: liquation and microhardness heterogeneity equalization // Key engineering materials. 2019. V. 822. P. 53–59.
- [5] **Теплухина И.В., Цветков А.С., Косульникова А.В.** Влияние параметров закалки на структуру и свойства радиационно-стойкой аустенитной стали для внутрикорпусной выгородки ВВЭР // Письма о материалах. 2020. Т. 10. № 2. С. 179–184.
- [6] **Lee H.M., Bae J.S., Soh J.R. et al.** Diffusional solidification behavior in 304 stainless steel // Material transactions. 1998. № 39. P. 633–639.
- [7] **Lee Y.S., Lee S.U., Van Tyne C.J. et al.** Modeling of the void close behavior in a 100 t ingot during hot forging // Journal of materials processing technology. 2012. V. 211. № 6. P. 1136–1145.
- [8] **Romashkin A.N., Dub V.S., Tolstyykh D.S. et al.** Prediction of carbon liquation in steel forging ingot cross section // Metallurgist. 2016. V. 60. № 7–8. P. 786–801.
- [9] **Zhang Y., Chen W.Q., Chen L. et al.** Homogenization of 20SiMn2MoV steel ingots: thermodynamic/kinetic simulation and experimental validation // Materials at high temperatures. 2015. № 32. P. 412–418.
- [10] **Wu M., Ludwig A., Kharicha A.** A four phase model for the macrosegregation and shrinkage cavity during solidification of steel ingot // Applied mathematical modelling. 2017. № 41. P. 102–120.
- [11] **Skrzypczak T., Sowa L., Węgrzyn-Skrzypczak E.** Numerical model of solidification including formation of multiple shrinkage cavities // Archives of foundry engineering. 2020. V. 20. № 1. P. 37–42.
- [12] **Yang Y., Field K.G., Allen T.R. et al.** Roles of vacancy/interstitial diffusion and segregation in the microchemistry at grain boundaries of irradiated Fe-Cr-Ni alloys // Journal of nuclear materials. 2016. V. 473. № 2. P. 35–53.
- [13] **Le C.D., Savelyev K.D., Golod V.M.** Structure diagnostic of iron-based out-of-peritectic alloys during nonequilibrium crystallization // Key engineering materials. 2019. V. 822. P. 3–10.
- [14] **Stefanescu D.M.** Science and engineering of casting solidification. Switzerland: Springer, 2015. 556 p.
- [15] **Han Q., Hu H., Zhong X.** Models for the isothermal coarsening of secondary dendrite arms in multicomponent alloys // Metallurgical and materials transactions. 1997. V. 28B. № 6. P. 1185–1187.
- [16] **Arquis E., Rady M.** A fixed domain model for microsegregation during solidification of binary alloys // Heat Mass Transfer. 2005. № 41. P. 545–558.
- [17] **Golod V.M., Dobosh L.Yu.** Computation material science of structural-phase transformation in casting aluminium alloys // IOP conference series: materials science engineering. 2017. № 192. 012027.
- [18] **Guo W., Zhang L., Zhu M.** Modeling on dendrite growth of medium carbon steel during continuous casting // Steel research international. 2010. V. 81. № 4. P. 265–277.
- [19] **Poirier D.R., Geiger G.H.** Transport phenomena in materials processing. Switzerland: Springer, 2016. 659 p.
- [20] **Флемингс М.** Процессы затвердевания. М.: Мир, 1977. 423 с.

## СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

**ГОЛОД Валерий Михайлович** – доцент, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, канд. техн. наук  
E-mail: lpi2015@mail.ru

**ЦВЕТКОВ Антон Сергеевич** – Ведущий инженер, НИЦ "Курчатовский институт" – ЦНИИ КМ "Прометей", без степени.  
E-mail: a.s.tsvetkov@gmail.com

**ТЕПЛУХИНА Ирина Владимировна** – Начальник лаборатории, НИЦ "Курчатовский институт" – ЦНИИ КМ "Прометей", канд. техн. наук.  
E-mail: teplukhina@yandex.ru

Дата поступления статьи в редакцию: 10.04.2020

## REFERENCES

- [1] V.M. Makhin, V.I. Tsofin, V.M. Komolov et al., Assessment of the damaging dose of structural materials in various conditions of irradiation // Nuclear science and technology. 2009. № 25. P. 135–140.
- [2] I.P. Kursevich, G.P. Karzov, B.Z. Margolin et al., Principles of alloying a novel radiation-resistant austenitic steel for the VVER-1200 reactor internals guaranteeing their safe operation for at least 60 years // Inorganic materials: applied research. 2013. № 4. P. 575–584.
- [3] A.A. Sorokin, B.Z. Margolin, I.P. Kursevich et al., Effect of neutron irradiation on tensile properties of materials for pressure vessel internals of WWER type reactors // Journal of Nuclear Materials. 2014. V. 444. P. 373–384.
- [4] A.S. Tsvetkov, I.V. Teplukhina, Homogenization of Cr-Ni austenitic steel studying: liquation and microhardness heterogeneity equalization // Key engineering materials. 2019. V. 822. P. 53–59.
- [5] I.V. Teplukhina, A.S. Tsvetkov, A.V. Kosulnikova, The effect of quenching parameters on the structure and properties of radiation-resistant austenitic steel for the VVER core baffle // Letters on materials. 2020. V. 10. № 2. P. 179–184.
- [6] H.M. Lee, J.S. Bae, J.R. Soh et al., Diffusional solidification behavior in 304 stainless steel // Material transactions. 1998. № 39. P. 633–639.
- [7] Y.S. Lee, S.U. Lee, C.J. Van Tyne et al., Modeling of the void close behavior in a 100 t ingot during hot forging // Journal of materials processing technology. 2012. V. 211. № 6. P. 1136–1145.
- [8] A.N. Romashkin, V.S. Dub, D.S. Tolstykh et al., Prediction of carbon liquation in steel forging ingot cross section // Metallurgist. 2016. V. 60. № 7–8. P. 786–801.
- [9] Y. Zhang, W.Q. Chen, L. Chen et al., Homogenization of 20SiMn2MoV steel ingots: thermodynamic/kinetic simulation and experimental validation // Materials at high temperatures. 2015. № 32. P. 412–418.
- [10] M. Wu, A. Ludwig, A. Kharicha, A four phase model for the macrosegregation and shrinkage cavity during solidification of steel ingot // Applied mathematical modelling. 2017. № 41. P. 102–120.
- [11] T. Skrzypczak, L. Sowa, E. Węgrzyn-Skrzypczak, Numerical model of solidification including formation of multiple shrinkage cavities // Archives of foundry engineering. 2020. V. 20. № 1. P. 37–42.
- [12] Y. Yang, K.G. Field, T.R. Allen et al., Roles of vacancy/interstitial diffusion and segregation in the microchemistry at grain boundaries of irradiated Fe-Cr-Ni alloys // Journal of nuclear materials. 2016. V. 473. № 2. P. 35–53.
- [13] C.D. Le, K.D. Savelyev, V.M. Golod, Structure diagnostic of iron-based out-of-peritectic alloys during nonequilibrium crystallization // Key engineering materials. 2019. V. 822. P. 3–10.
- [14] D.M. Stefanescu, Science and engineering of casting solidification. Switzerland: Springer, 2015. 556 p.
- [15] Q. Han, H. Hu, X. Zhong, Models for the isothermal coarsening of secondary dendrite arms in multicomponent alloys // Metallurgical and materials transactions. 1997. V. 28B. № 6. P. 1185–1187.

- [16] **E. Arquis, M. Rady**, A fixed domain model for microsegregation during solidification of binary alloys // Heat Mass Transfer. 2005. № 41. P. 545–558.
- [17] **V.M. Golod, L.Yu. Dobosh**, Computation material science of structural-phase transformation in casting aluminium alloys // IOP conference series: materials science engineering. 2017. № 192. 012027.
- [18] **W. Guo, L. Zhang, M. Zhu**, Modeling on dendrite growth of medium carbon steel during continuous casting // Steel research international. 2010. V. 81. № 4. P. 265–277.
- [19] **D.R. Poirier, G.H. Geiger**, Transport phenomena in materials processing. Switzerland: Springer, 2016. 659 p.
- [20] **M.C. Flemings**, Solidification processing. New-York: McGraw-Hill, 1974. 364 p.

### THE AUTHORS

**GOLOD Valery M.** – *Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University*.  
E-mail: lpi2015@mail.ru

**TSVETKOV Anton S.** – *NRC "Kurchatov Institute" – CRISM "Prometey"*.  
E-mail: a.s.tsvetkov@gmail.com

**TEPLUKHINA Irina V.** – *NRC "Kurchatov Institute" – CRISM "Prometey"*.  
E-mail: teplukhina@yandex.ru

**Received: 10.04.2020**