

DOI: [10.7242/1999-6691/2019.12.3.23](https://doi.org/10.7242/1999-6691/2019.12.3.23)

УДК 539.5

## ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ МИКРОСТРУКТУРЫ НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА В ПРОЦЕССЕ ГОРЯЧЕЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

А.А. Роговой, Н.К. Салихова

*Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, Российская Федерация*

Рассматривается операция горячей обработки давлением массивной заготовки, в процессе которой происходит осадка до заданного технологией диаметра при средней осевой деформации в 32,5%. Материалом заготовки является жаропрочный никелевый сплав Waspalloy, широко используемый в авиационной промышленности. Структурное состояние деформированного сплава, а следовательно, и его механические свойства зависят от многих факторов: степени деформации, скорости деформирования, рекристаллизации сплава в ходе деформации. Поэтому требуется комплексное изучение процесса пластического течения материала и влияния на его характеристики параметров деформирования. В работе представлены результаты численного исследования деформированного и температурного состояний заготовки в процессе свободной осадки, что позволило проанализировать изменение микроструктуры никелевого сплава при пластическом деформировании с разными скоростями осадки (50 и 100 мм/с). Определены изменения формы боковой поверхности заготовки и усилия, требуемые для осуществления процесса. Численное моделирование проводилось в программном пакете DEFORM-2D/3D, основанном на методе конечных элементов. Средний размер зерна и доля рекристаллизованных зерен в массивном слитке рассчитывалась в рамках модели Джонсона–Мела–Аврами–Колмогорова (Johnson–Mehl–Avrami–Kolmogorov, JMAK). Моделирование показало, что наибольшее изменение микроструктуры сплава имеет место в области интенсивной пластической деформации. При скорости осадки 100 мм/с наблюдается более мелкозернистая структура по сравнению со структурой при скорости 50 мм/с.

*Ключевые слова:* горячая пластическая обработка, эволюция микроструктуры, динамическая рекристаллизация, модель Джонсона–Мела–Аврами–Колмогорова, напряженно-деформированное и тепловое состояния, свободная осадка, никелевый сплав

## NUMERICAL INVESTIGATION OF THE EVOLUTION OF MICROSTRUCTURE OF NICKEL-BASED ALLOYS DURING PLASTIC WORKING

A.A. Rogovoy and N.K. Salikhova

*Institute of Continuous Media Mechanics UB RAS, Perm, Russian Federation*

The paper considers the process of hot plastic working of a large metal billet, which causes its upsetting to a dimension specified by the manufacturing technique and the average axial deformation of 32.5%. The billet was made of heat-resistant nickel alloy Waspalloy widely used in the aircraft industry. The structural condition of the deformed alloy and, consequently, its mechanical properties depend on many factors: the degree of deformation, the rate of deformation, recrystallization in the process of deformation. This generates a need for a comprehensive study of the plastic flow in the examined material and the influence of the deformation parameters on its characteristics. The paper presents the results of a numerical investigation of the deformation and temperature states of the billet that allowed us to analyze changes occurring in the structure of nickel alloy during plastic deformation at different upsetting rates (50 and 100 mm/s). The shape of billet lateral surface and the forces required to complete the process of free upsetting are calculated as well. The numerical simulation was performed by the finite element method using the DEFORM-2D/3D software package. The average grain size and the fraction of recrystallized grains in the body of the billet were determined based on the Johnson–Mehl–Avrami–Kolmogorov model (JMAK). The results of numerical modeling showed that the greatest change in the microstructure of the alloy occurs in the region of intense plastic strains. The upsetting rate of 100 mm/s leads to the formation of structure with finer grains compared to the structure formed at the upsetting rate of 50 mm/s.

*Key words:* hot plastic working, microstructure evolution, dynamic recrystallization, Johnson–Mehl–Avrami–Kolmogorov model, stress-strain and thermal states, free upsetting, nickel alloy

### 1. Введение

Современная промышленность предъявляет высокие требования к качеству полуфабрикатов, заготовок, и конечных изделий. Одним из способов обработки и производства из заготовок изделий заданной геометрической формы и размеров является горячая обработка давлением. В процессе такой обработки происходит необратимое изменение формы, возникают большие пластические деформации, отражающиеся на структуре и физико-механических свойствах материала.

На структуру металлов и сплавов после горячей пластической деформации оказывают влияние большое число факторов: скорость деформирования, степень деформации, рекристаллизация, возникающая в материале в ходе самого процесса деформирования [1, 2]. Исследование связи параметров режима пластической деформации с механическими свойствами и микроструктурой необходимо для проектирования технологических процессов с целью получения качественных заготовок и конечных изделий и важно для практики. В настоящей статье внимание уделено изучению изменения микроструктуры жаропрочного никелевого сплава Waspalloy (45% Ni, 17% Cr) в процессе горячей обработки давлением при различных скоростях деформирования. Этот сплав широко используется

в авиационной промышленности для изготовления рабочих и сопловых лопаток двигателей, а также дисков ротора турбин, работающих в условиях высоких температур. Микроструктура рассматриваемого сплава описывается с помощью набора параметров, таких как размер зерна, его ориентация и доля рекристаллизованных зерен. Величина зерен влияет на прочностные свойства сплава (прочностные характеристики выше у сплавов с мелким зерном), сопротивление ползучести (сплав с крупным зерном лучше сопротивляется ползучести, чем сплав с мелким зерном), пластичность (у сплавов с зерном крупного размера выше жаропрочность, но при этом снижаются их пластические свойства).

Для получения оптимальных свойств готовых изделий из сплава Waspaloy необходим контроль величины зерна. Так, например, в элементах конструкций газотурбинных двигателей зерно крупного размера предпочтительно в ободе (для повышения сопротивления ползучести), а мелкое — вблизи ступицы (для предотвращения появления трещин). Для достижения требуемой микроструктуры литые заготовки подвергают нагреву и обработке давлением.

Поставленную задачу можно решить, зная напряженно-деформированное и тепловое состояния слитка. В статье рассматриваются именно эти вопросы, и ответить на них без численного моделирования невозможно.

Для численного анализа трехмерного пластического течения металлического сплава в процессе свободной осадки используется комплекс DEFORM-2D/3D, развиваемый и поддерживаемый корпорацией Scientific Forming Technologies Corporation, SFTC [3]. Это специализированный программный продукт, ориентированный на решение задач, возникающих при горячей обработке давлением, способный учитывать нелинейное поведение материала, большие пластические деформации, а также моделировать изменения его микроструктуры. В DEFORM-2D/3D эволюция микроструктуры в материале описывается соотношениями Джонсона–Мела–Аврами–Колмогорова (Johnson–Mehl–Avrami–Kolmogorov, JMAK), которые позволяют оценивать средний размер зерна и долю рекристаллизованных зерен.

## 2. Горячая обработка давлением никелевого сплава

Свободная осадка — это технологическая операция обработки давлением массивных слитков, в результате которой увеличивается их поперечное сечение и уменьшается размер по высоте. Такая операция может применяться для получения заготовок заданной геометрической формы и размеров или выступать в качестве промежуточной операции для наибольшего разрушения дендритной структуры, вытягивания осей дендритов в направлении действия приложенной силы с образованием длинных волокон чистого металла и заваривания внутренних макропустот литой заготовки. Например, осадка часто предваряет операцию прессования (протяжки) с целью улучшения механических свойств грубой литой структуры полуфабрикатов. В холодных слитках это приводит к повышению предела прочности, а в нагретых — к улучшению характеристик пластичности, таких как относительная осадка до разрушения при сжатии.

Осадка слитка с хвостовиком относится к заготовительной операции и осуществляется перед процессом прессования (протяжки). Для уменьшения анизотропии механических свойств и улучшения этих свойств в осевом и поперечном направлениях нагретый до ковочной температуры слиток сначала сжимают в осевом направлении до определенных размеров, далее производится его протяжка — последовательное прессование вдоль оси до требуемых размеров с поворотом после каждого шага процесса на заданный угол. Целью таких операций является достижение однородного деформированного состояния и равномерного распределения механических свойств в заготовке. После такой обработки волокна в материале оказываются ориентированными в разных направлениях. Это снижает неравномерность механических свойств и повышает прочность таких поковок.

В настоящей работе выполнялось численное моделирование только процесса свободной осадки заготовки весом 9300 кг, в исходном состоянии имеющей форму восьмигранной усеченной пирамиды с размерами, представленными на рисунке 1а. Трехмерная модель слитка, построенная с помощью программного комплекса системы автоматизированного проектирования SolidWorks, приведена на рисунке 1б. В качестве материала заготовки из базы данных материалов комплекса DEFORM-2D/3D был выбран легированный молибденом жаропрочный сплав на основе никеля — Waspaloy

Заготовка осаживается между плоской верхней и кольцевой нижней плитами до требуемого, максимального по высоте формирующейся бочки диаметра ~1060 мм, что соответствует средней осевой деформации 32,5%. Начальная температура нагрева слитка составляла 1000°C. Для этой температуры и материала заготовки, как следует из литературных источников [4, 5], исходный размер зерен равен 25 мкм. Деформирующие инструменты рассматривались как абсолютно жесткие тела, так как по сравнению с заготовкой они деформируются незначительно. Для уменьшения охлаждения торцов слитка плиты нагревались до температуры 400°C. Нижняя плита была неподвижной, верхняя перемещалась вдоль вертикальной оси  $z$  с высоты 1527 мм до 1031 мм. Скорости деформирования образца  $v$  (скорость хода верхнего инструмента, осуществляющего осадку) равнялись 50 и 100 мм/с. В первом случае время деформирования (время полной осадки) составляло ~10 с, а во втором ~5 с.

В пакете DEFORM-2D/3D используются логарифмические деформации. Они получаются интегрированием малых деформаций, характеризующих переход от шага к шагу на пути деформирования. Таким образом, для оценки величины осевой деформации следует взять соотношение  $\Delta\varepsilon = \Delta l/l$ , или в пределе  $d\varepsilon = dl/l$ , разделить обе части последнего выражения на приращение времени  $dt$  и найти величину  $\dot{\varepsilon} = \dot{l}/l$ , которая называется деформацией скорости, в отличие от величины  $\dot{\varepsilon} = \dot{l}/l_0$ , называемой скоростью деформации. В соотношениях выше  $l_0$  — первоначальная высота заготовки,  $l$  — текущая высота заготовки,  $\Delta l$  и  $dl$  — малое, но конечное, и бесконечно малое ее изменения, и любое из них приводит к выражению:  $\varepsilon = \ln(l/l_0)$ , а соотношение для  $\dot{\varepsilon}$ , которое можно представить в виде  $\dot{\varepsilon} = v/l$ , позволяет определить среднюю осевую деформацию скорости в начале —  $\dot{\varepsilon}_s = v/1527$ , и в конце —  $\dot{\varepsilon}_f = v/1031$ , процесса осадки. В результате деформация  $\varepsilon$  изменяется от 0 до  $-0,393$  со средней скоростью  $\dot{\varepsilon} = -0,393/10 = -0,0393 \text{ c}^{-1}$  при скорости осадки  $v = 50 \text{ мм/с}$ , и со средней скоростью  $\dot{\varepsilon} = -0,393/5 = -0,0786 \text{ c}^{-1}$  при  $v = 100 \text{ мм/с}$ . Деформации скорости, соответственно, составляют  $\dot{\varepsilon}_s = -0,033 \text{ c}^{-1}$  и  $\dot{\varepsilon}_f = -0,049 \text{ c}^{-1}$  при  $v = 50 \text{ мм/с}$ , а при  $v = 100 \text{ мм/с}$  они становятся в два раза больше:  $\dot{\varepsilon}_s = -0,066 \text{ c}^{-1}$  и  $\dot{\varepsilon}_f = -0,098 \text{ c}^{-1}$  (здесь учтено, что скорость осаживания  $v$  — отрицательная величина). Такие значения совпадают со скоростями в реальном технологическом процессе.

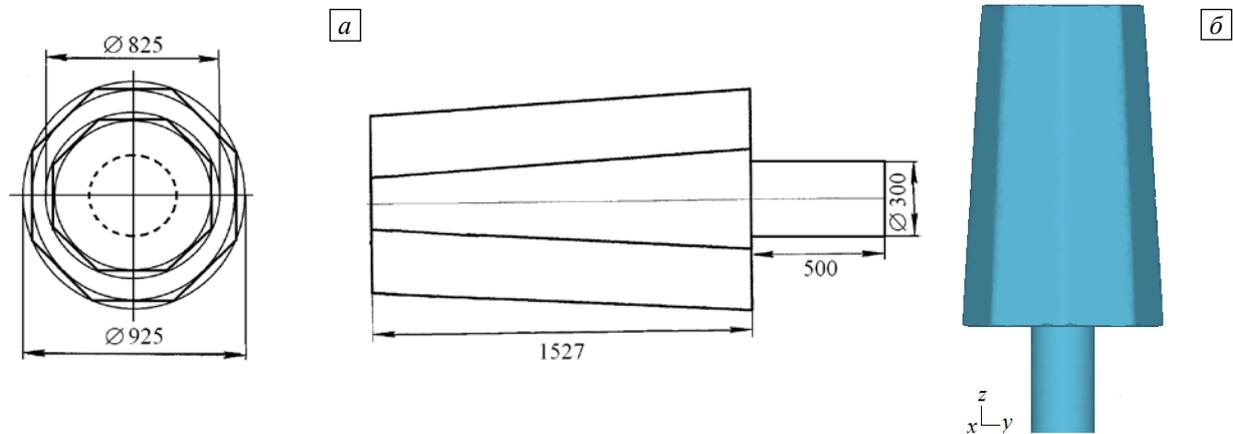


Рис. 1. Схема заготовки с исходными размерами, мм (а) и ее трехмерная геометрическая модель (б)

Процессы, происходящие при обработке заготовок давлением, характеризуются большими пластическими деформациями, которые достигают десятков процентов, тогда как упругие деформации составляют доли процента. В этом случае упругими деформациями можно пренебречь, а материал рассматривать как жесткопластический.

Базой программного комплекса DEFORM-2D/3D служат следующие основные уравнения и соотношения [6, 7]:

– уравнения равновесия  $\nabla \cdot \mathbf{T} + \rho \mathbf{f} = 0$ , где  $\nabla$  — оператор Гамильтона в текущей конфигурации,  $\mathbf{T}$  — тензор истинных напряжений (напряжений Коши),  $\rho$  — плотность массы в текущем состоянии,  $\mathbf{f}$  — массовые силы;

– кинематическое уравнение  $\dot{\boldsymbol{\varepsilon}} = (\nabla \mathbf{v} + \nabla \mathbf{v}^T)/2$ , где  $\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}$  — тензор деформации скорости,  $\mathbf{v}$  — вектор скорости смещения точки;

– уравнение несжимаемости  $I_1(\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}) = \nabla \cdot \mathbf{v} = 0$ , где  $I_1(\bullet)$  — первый инвариант соответствующего тензора, вследствие чего  $\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}$  — бесследовый тензор, то есть девиатор;

– уравнения пластического течения Леви–Мизеса  $\dot{\boldsymbol{\varepsilon}} = 3\dot{\bar{\varepsilon}}\mathbf{S}/(2\bar{\sigma})$ , где  $\mathbf{S}$  — девиатор тензора напряжений,  $\bar{\sigma}$  — интенсивность напряжений ( $\bar{\sigma} = \sqrt{(3/2) \mathbf{S} \cdot \mathbf{S}}$ ),  $\dot{\bar{\varepsilon}}$  — интенсивность деформации скорости ( $\dot{\bar{\varepsilon}} = \sqrt{(2/3) \dot{\boldsymbol{\varepsilon}} \cdot \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}}$ );

– условие пластичности Мизеса  $\sigma_s = \bar{\sigma}$ , которое должно выполняться для всех точек тела. Предел текучести материала на растяжение  $\sigma_s$  является функцией интенсивности накопленной пластической деформации  $\bar{\varepsilon} = \int \dot{\bar{\varepsilon}} dt$ , интенсивности деформации скорости  $\dot{\bar{\varepsilon}}$  и абсолютной температуры  $T$ :

$\sigma_s = \sigma_s(\bar{\epsilon}, \dot{\bar{\epsilon}}, T)$ . Для выбранного сплава Waspaloy  $\sigma_s$  задается в виде таблицы в температурном интервале 954,5–1148,9 К для диапазона изменения интенсивности деформации скорости 0,032–1 с<sup>-1</sup>, диапазона изменения интенсивности деформации 0–0,9. Для нахождения промежуточных дискретных значений напряжений текучести используется метод линейной интерполяции или экстраполяции;

– граничные условия для скорости перемещений:  $\mathbf{v} = \mathbf{v}^*$  на части  $S_v$  поверхности  $S$ , ограничивающей текущий объем деформируемого тела  $V$ , и для внешних сил  $\mathbf{p}^* = \mathbf{N} \cdot \mathbf{T}$ , действующих на части  $S_p$  поверхности  $S: S = S_v \cup S_p$ . Здесь  $\mathbf{N}$  — внешняя единичная нормаль к текущей поверхности  $S$ ;

– уравнение теплопроводности  $\rho c \delta T / \delta t = \nabla \cdot (k \nabla T) + Q$ , моделирующее изменение температуры при пластической деформации. Здесь:  $k$  — коэффициент теплопроводности;  $Q = \gamma \bar{\sigma} \dot{\bar{\epsilon}}$  — внутренний источник тепла, выделяемого в результате пластической деформации;  $\gamma$  — коэффициент преобразования механической энергии в тепловую;  $c$  — удельная теплоемкость;  $t$  — время. Граничные условия для уравнения теплопроводности имеют вид:  $T = T^*$  на части  $S_T$  поверхности  $S$  и  $-\mathbf{N} \cdot k \nabla T = q_N$  на части  $S_q$  поверхности  $S: S = S_T \cup S_q$ . Из предположения, что поток тепла через границу  $q_N = \alpha_s (T - T_c)$ , где  $\alpha_s$  — коэффициент теплопередачи,  $T_c$  — абсолютная температура окружающей среды, следуют граничные условия третьего рода.

В DEFORM–2D/3D используется слабая (вариационная) формулировка термопластической задачи, которая реализуется методом конечных элементов (МКЭ). Системе уравнений, описывающих механическое поведение среды, ставится в соответствие вариационное уравнение Журдена:

$$\int_V \bar{\sigma} \delta \dot{\bar{\epsilon}} dV - \int_{S_p} \mathbf{p}^* \cdot \delta \mathbf{v} dS - \int_V \rho \mathbf{f} \cdot \delta \mathbf{v} dV + \int_V [\sigma (\nabla \cdot \delta \mathbf{v}) + (\nabla \cdot \mathbf{v}) \delta \sigma] dV = 0,$$

где  $\sigma$  — шаровая часть тензора напряжений ( $\mathbf{T} = \sigma \mathbf{g} + \mathbf{S}$ ,  $\mathbf{g}$  — единичный тензор), а пробные функции  $\mathbf{v}$  считаются равными заданным на поверхности  $S_v$  скоростям. Уравнению же теплопроводности и граничным условиям отвечает вариационное уравнение вида:

$$\int_V [c \rho \dot{T} \delta T + k \nabla T \cdot \nabla (\delta T)] dV - \int_V \gamma \bar{\sigma} \dot{\bar{\epsilon}} \delta T dV + \int_{S_q} q_N \delta T dV = 0,$$

где пробные функции  $T$  равняются заданным  $T^*$  на поверхности  $S_T$ . Эти вариационные уравнения легко построить, применяя стандартную процедуру Галёркина к уравнениям равновесия, несжимаемости, теплопроводности и к граничным условиям для напряжений и теплового потока, учитывая связи, наложенные на скорость перемещения на поверхности  $S_v$  и на температуру на поверхности  $S_T$ . Но эти уравнения нелинейные и, к тому же, неконструктивные в силу того, что включают операции интегрирования по объему и поверхности текущего состояния, которые не известны до разрешения задачи.

Проблемы такого рода решаются при помощи стандартного приема. Используется пошаговая процедура численной реализации задачи и линеаризация необходимых уравнений на каждом шаге, в результате нелинейные задачи сводятся к линеаризованным. На основе соотношений, связывающих элементарные объемы (поверхности) текущего состояния и любого известного, например, начального или состояния, соответствующего предыдущему шагу, неконструктивные задачи сводятся к конструктивным.

Для изучения эволюции микроструктуры в металлическом сплаве в процессе деформирования используется модель Джонсона–Мела–Аврами–Колмогорова (Johnson–Mehl–Avrami–Kolmogorov, JMAK) [8–11]. Модель эффективно описывает кинетику рекристаллизации и рост зерен в материале. Предполагается, что зародыши рекристаллизации появляются в некотором объеме случайным образом и затем развиваются в зерна. Для определения окончательного среднего размера зерна и доли рекристаллизованного объема в модели необходимо задать: начальный средний размер зерна, механические константы материала, поля температуры, деформации и деформации скорости.

Помимо JMAK подхода, который является феноменологическим, для математического представления процесса рекристаллизации получили развитие модели, явно включающие элементы микроструктуры: величину и форму зерна, его ориентацию, границы зерен. К ним можно отнести, например, модели (и их различные модификации), в которых изменение зеренной структуры учитывается при помощи метода Монте–Карло [12], клеточных автоматов [13, 14], фазового поля [15] и другие. Модели, использующие метод Монте–Карло, основаны на вероятностном подходе и применяются, например, для описания формирования микроструктуры порошковых материалов при обработке давлением. Клеточные

автоматы — это дискретные модели, в которых микроструктура имеет вид дискретной решетки, образуемой регулярно упорядоченными точками. При этом каждая точка — функция кристаллографической ориентации, плотности дислокаций и распределения деформации. Модели, базирующиеся на методе фазового поля, в целом позволяют учитывать фазовые превращения.

Модель JMAK встроена в пакет DEFORM–2D/3D и в течение многих лет используется в аэрокосмической промышленности в случаях, когда необходимо предсказать размер зерна в никелевых сплавах. Она дает хорошее совпадение результатов вычислений и экспериментов, поэтому в статье для описания кинетики рекристаллизации выбор сделан в ее пользу.

Рекристаллизация в процессе деформирования называется динамической. Свободная осадка слитка в условиях горячей деформации характеризуется рекристаллизацией именно такого вида [1, 2]. Динамическая рекристаллизация протекает в процессе деформирования при интенсивностях деформаций, превышающих критические значения  $\bar{\varepsilon}_c$  [16, 17]:

$$\bar{\varepsilon}_c = a_0 \bar{\varepsilon}_p. \tag{1}$$

Здесь:  $\bar{\varepsilon}_p = a_1 d_0^{n_1} \dot{\varepsilon}^{m_1} \exp(Q_1/RT) + c_1$  — пиковая интенсивность деформации, при которой интенсивность напряжения течения достигает на диаграмме одноосного деформирования « $\sigma$ – $\varepsilon$ » максимального значения;  $d_0$  — начальный размер зерна (мкм);  $T$  — абсолютная температура материала (К);  $\bar{\varepsilon}$  и  $\dot{\varepsilon}$  — интенсивности деформации и деформации скорости ( $c^{-1}$ ) соответственно;  $R$  — универсальная газовая постоянная, равная 8,31 Дж/моль·К. Для конкретизации величины  $\bar{\varepsilon}_p$  проводятся эксперименты при различных  $\dot{\varepsilon}$ , строится зависимость  $\bar{\varepsilon}_p$  от  $\dot{\varepsilon}$ , из которой находят коэффициенты  $a_1$ ,  $n_1$ ,  $m_1$  и  $c_1$ . Здесь и ниже будем обозначать с соответствующими индексами:  $Q$  — энергии активации, имеющие размерность [кДж/моль] и устанавливаемые экспериментально;  $a$ ,  $n$ ,  $m$ ,  $c$ , а также  $h$  — коэффициенты, характеризующие свойства материала при заданных условиях деформирования. Их значения заимствуются из литературы или определяются экспериментально.

Долю динамически рекристаллизованного объема  $X_{drex}$  представим уравнением Аврами [16, 17]:

$$X_{drex} = 1 - \exp \left[ -\beta_d \left( \frac{\bar{\varepsilon} - \bar{\varepsilon}_c}{\bar{\varepsilon}_{0,5}} \right)^{k_d} \right], \quad \bar{\varepsilon} \geq \bar{\varepsilon}_c, \tag{2}$$

где  $\beta_d$  — коэффициент роста и  $k_d$  — экспоненциальный коэффициент образования зародышей, зависящие от температуры,  $\bar{\varepsilon}_{0,5}$  — интенсивность деформации при 50%-ной рекристаллизации:

$$\bar{\varepsilon}_{0,5} = a_2 d_0^{h_2} \bar{\varepsilon}^{n_2} \dot{\varepsilon}^{m_2} \exp(Q_2/RT) + c_2. \tag{3}$$

Размер динамически рекристаллизованного зерна обуславливается начальным размером зерна, интенсивностью деформации, интенсивностью деформации скорости и температурой:

$$d_{drex} = a_3 d_0^{h_3} \bar{\varepsilon}^{n_3} \dot{\varepsilon}^{m_3} \exp(Q_3/RT) + c_3, \tag{4}$$

если  $d_{drex} \geq d_0$ , тогда  $d_{drex} = d_0$ . Окончательный средний размер зерен вычисляется по формуле:

$$d_{aver} = X_{drex} d_{drex} + (1 - X_{drex}) d_0. \tag{5}$$

В последнем случае для разных деформаций скорости проводятся термомеханические испытания на сжатие цилиндрических образцов до различной степени деформации. По результатам металлографических исследований определяются средний размер рекристаллизованного зерна и доля рекристаллизованного объема. Строятся зависимости среднего размера зерна от деформации скорости и степени деформации, а доли рекристаллизованного объема — от степени деформации. Эти зависимости используются для вычисления коэффициентов, входящих в выражения (1)–(4).

Приведенные ниже в таблицах 1–3 значения коэффициентов в выражениях (1)–(4) для никелевого сплава Waspaloy взяты из базы данных DEFORM–2D/3D [16] и соответствуют указанным выше температурному интервалу 954,5–1148,9 К, диапазону изменения интенсивности деформации скорости 0,032–1  $c^{-1}$  и диапазону изменения интенсивности деформации 0–0,9.

Таблица 1. Значения коэффициентов в формуле (1)

$T, ^\circ\text{C}$	$a_0$	$n_1$	$m_1$	$Q_1, \text{кДж/моль}$	$c_1$	$a_1$
до 1045	0,0005375	0,54	0,106	49610	0	0,83
свыше 1045	0,0001686	0,54	0,106	49610	0	0,83

Таблица 2. Значения коэффициентов в формулах (2) и (3)

$T, ^\circ\text{C}$	$a_2$	$h_2$	$n_2$	$m_2$	$Q_2, \text{кДж/моль}$	$c_2$	$\beta_d$	$k_d$
до 1010	0,1449	0,32	0	0,03	14040	0	0,693	3
1010	0,056	0,32	0	0,03	14040	0	0,693	2
1045	0,056	0,32	0	0,03	14040	0	0,693	2
свыше 1045	0,035	0,29	0	0,04	18720	0	0,693	1,8

Таблица 3. Значения коэффициентов в формуле (4)

$T, ^\circ\text{C}$	$a_3$	$h_3$	$n_3$	$m_3$	$Q_3, \text{кДж/моль}$	$c_3$
до 1045	8103	0	0	-0,16	-74880	0
свыше 1045	108,85	0	0	-0,0456	-21340,8	0

### 3. Результаты конечно-элементного моделирования процесса свободной осадки и эволюции микроструктуры

В процессе горячей пластической обработки — свободной осадки — на контактных поверхностях заготовки и инструмента действуют значительные силы трения, которые влияют на напряженное состояние, форму боковой поверхности и структуру получаемого материала. Полагалось, что контактное взаимодействие заготовки с деформирующими плитами (верхней и нижней) описывается законом Зибеля с коэффициентом 0,3 (сила трения равна произведению коэффициента трения и предела текучести на сдвиг). Движение верхней плиты считалось заданным, то есть на этой поверхности  $S_v$  была известна скорость перемещения плиты вдоль оси  $z$ , которая равнялась 50 или 100 мм/с. Нижняя плита была неподвижной. Учитывался теплообмен как с окружающей средой, температура которой принималась равной 20°C, так и при контакте с деформирующим оборудованием (верхней и нижней плитами).

На рисунке 2 показаны изменение формы боковой поверхности слитка, осаженого до средней осевой деформации 32,5%, и координатная сетка (траектории течения металла) в конце процесса свободной осадки. По рисунку видно, что при рассматриваемых скоростях деформирования боковая поверхность заготовки принимает вид выпуклой одинарной бочки с максимальным диаметром, равным ~1060 мм.



Рис. 2. Форма боковой поверхности заготовки, осаженой до средней осевой деформации 32,5%, при достижении которой операция свободной осадки завершается (а), и вид координатной сетки (б), соответствующий этой осевой деформации

В процессе осадки, в результате действия сил трения, в заготовке возникают области, отличающиеся друг от друга по своим характеристикам и напряженно-деформированному состоянию (см. Рис. 3). Так, в зоне I пластической деформации почти не происходит. Эта зона имеет куполообразную форму, и интенсивность пластической деформации в ней составляет порядка 0,104 при  $v = 50$  мм/с и 0,14 при  $v = 100$  мм/с. Примыкающая к ней зона локализованной деформации II характеризуется интенсивной пластической деформацией. Здесь величина интенсивности накопленной пластической деформации достигает наибольшего значения: для  $v = 50$  мм/с  $\bar{\epsilon} = 0,78$  при средней интенсивности деформации

скорости  $\dot{\varepsilon} = 0,078 \text{ c}^{-1}$ ; для  $v = 100 \text{ мм/с}$   $\bar{\varepsilon} = 0,79$  при средней интенсивности деформации скорости  $\dot{\varepsilon} = 0,158 \text{ c}^{-1}$ . Полученные значения соответствуют диапазонам изменения интенсивности деформаций и интенсивности деформаций скорости, для которых действительны данные таблиц 1–3. В зоне II возникают и максимальные касательные напряжения, действующие под углом  $45^\circ$  к оси заготовки. В области III величина накопленной пластической деформации существенно меньше, чем в области II, и составляет  $\sim 0,4$  для  $v = 50 \text{ мм/с}$  и  $\sim 0,48$  для  $v = 100 \text{ мм/с}$ . По сравнению с зоной II зоны I и III являются зонами затрудненной деформации.

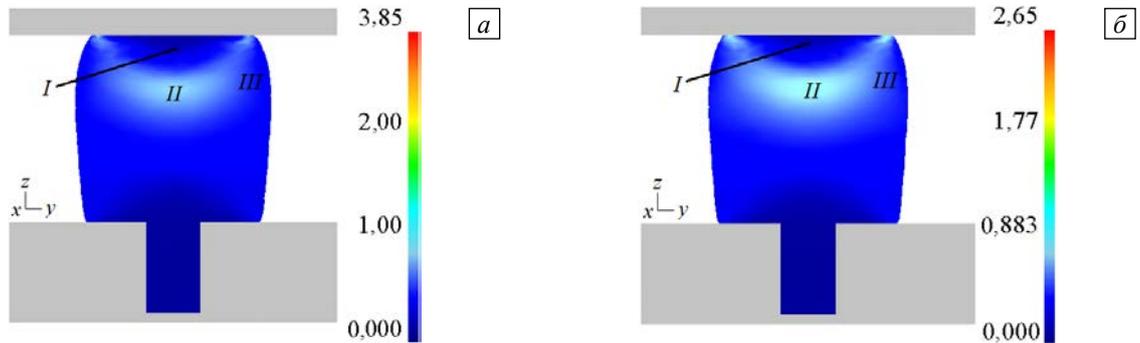


Рис. 3. Распределение интенсивностей пластических деформаций в вертикальном осевом сечении слитка в конце процесса осадки при разной скорости деформирования  $v$ , мм/с: 50 (а); 100 (б); зоны затрудненной – I, III, и интенсивной – II, деформации

В процессе операции осадки слиток остывает вследствие теплообмена с окружающей средой и взаимодействия с более холодным оборудованием и одновременно с этим нагревается за счет трения на контактных поверхностях и совершаемой в процессе пластической деформации работы, переходящей в тепло, которое при рассматриваемых скоростях деформирования не успевает рассеиваться. Распределение поля температур в центральном сечении заготовки представлено на рисунке 4. В области II происходит значительное нагревание образца — примерно на  $40^\circ\text{C}$ , в результате интенсивной пластической деформации (см. Рис. 3). Максимальное значение температуры соответствует периферии области контакта верхней плиты и заготовки и составляет  $1060^\circ\text{C}$  ( $1080^\circ\text{C}$ ) в зависимости от скорости деформирования. Хотя эта поверхность и охлаждается за счет разности температур заготовки и деформирующей плиты, но на ней действует трение, которое является дополнительным и может быть незначительным источником тепла. Кроме того, именно на периферию этой поверхности выходят зоны интенсивных пластических деформаций II, показанные на рисунке 3, что, несомненно, является мощным источником тепла.

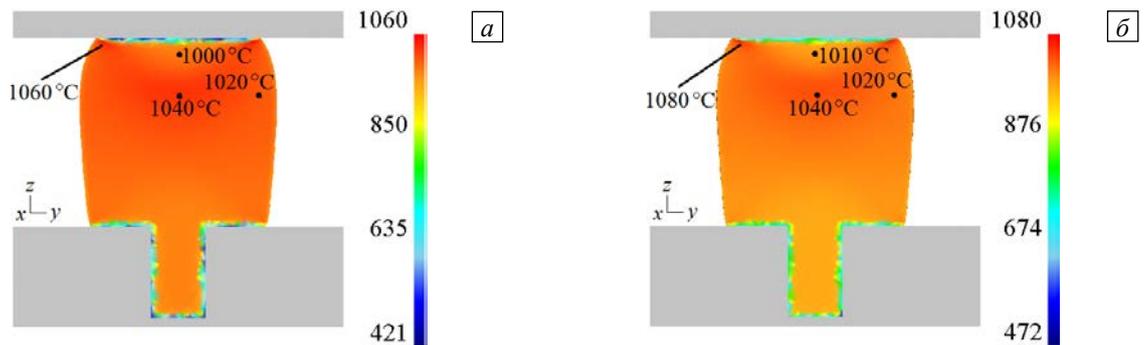
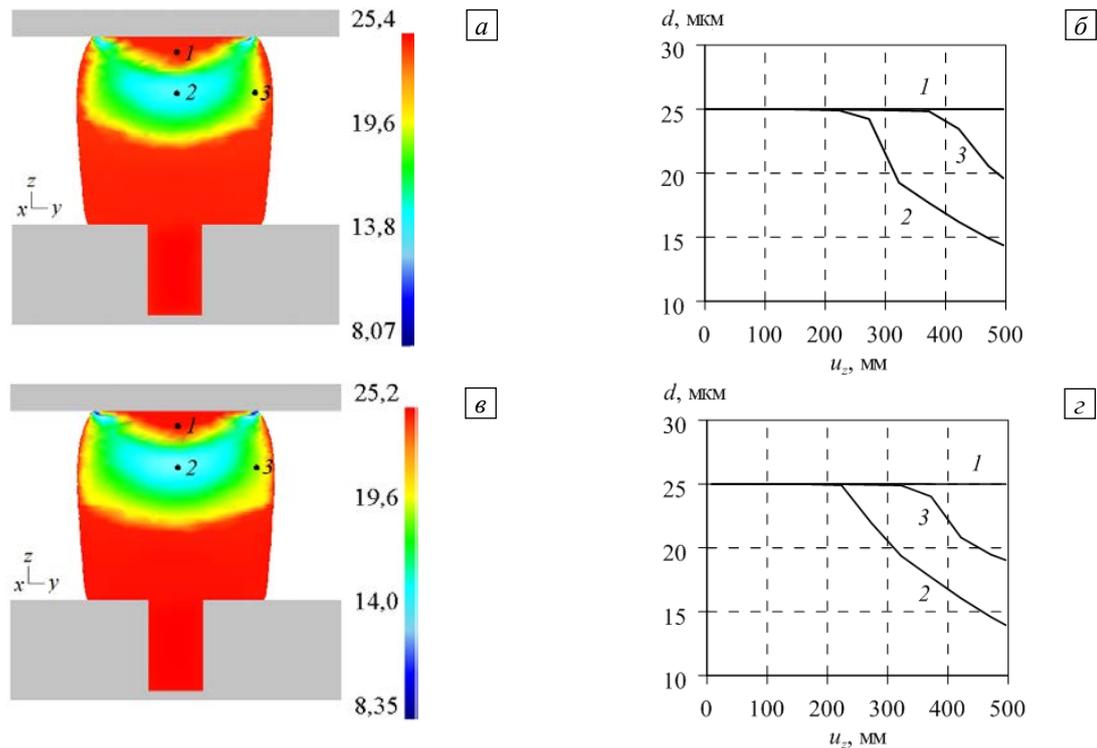


Рис. 4. Распределение температуры в осевом сечении заготовки по завершению процесса осадки при разной скорости деформирования  $v$ , мм/с: 50 (а); 100 (б)

Полученные значения температуры лежат в диапазоне ее изменения, для которого действительны данные таблиц 1–3. Это заключение, как и сделанный ранее вывод о соответствии интенсивности деформаций и интенсивности деформаций скорости диапазонам изменения, для которых действительны данные Таблиц 1–3, позволяют обоснованно использовать их в соотношениях (1)–(5) для определения характеристик процесса динамической рекристаллизации. Для более точного описания и анализа результатов моделирования среднего размера зерен в вертикальном осевом сечении заготовки было выделено три точки: точки 1 и 3 принадлежат областям I и III, точка 2 находится в зоне II. Точки 1 и 2

расположены на вертикальной оси, примерно в центрах областей *I* и *II*. Точка 3 выбрана вблизи боковой поверхности заготовки на высоте точки 2 и на расстоянии ~429 мм от нее (см. Рис. 5а, в).

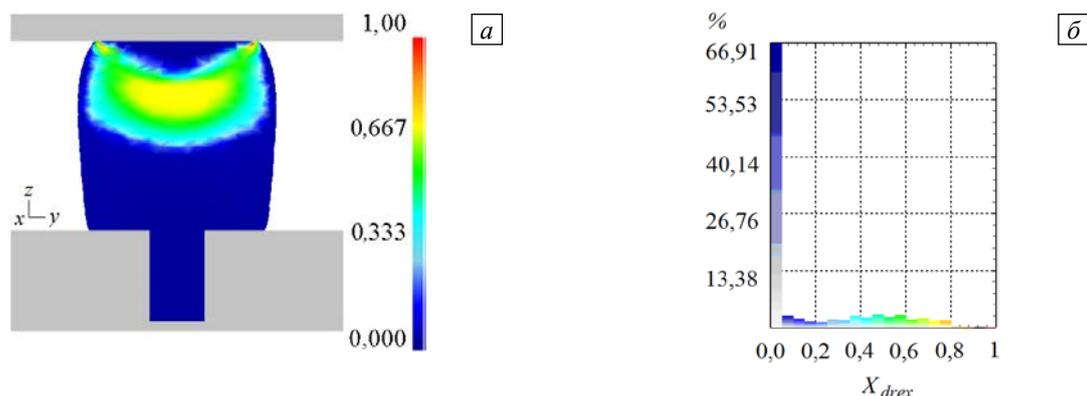
Для выбранных точек построено распределение среднего размера зерна в никелевом сплаве Waspalloy и графики изменения среднего размера зерна в зависимости от перемещения  $u_z$  (см. Рис. 5б, г). Видно, что измельчение зерен в сплаве связано с распределением интенсивности пластических деформаций (см. Рис. 3). Так, наибольшее дробление испытывают те зерна, которые подвергаются наибольшей деформации (см. область *II*, Рис. 5). В зоне интенсивной деформации значение среднего размера зерна в окрестности точки 2 составляет 14,4 и 13,9 мкм для скоростей деформирования 50 и 100 мм/с соответственно (напомним, что исходный размер зерен был равен 25 мкм). В меньшей степени измельчение зерна наблюдается около точки 3, здесь средний размер зерен составляет 19,6 и 19 мкм при скоростях деформирования 50 и 100 мм/с.



**Рис. 5.** Распределение среднего размера зерна в материале Waspalloy (а, в) и зависимость среднего размера зерна от перемещения верхней плиты (б, г) при разной скорости деформирования  $v$ , мм/с: 50 (а, б); 100 (в, г); кривые 1–3 (б, г) соответствуют точкам 1–3 (а, в)

По результатам конечно-элементного моделирования установлено, что при  $v = 50$  мм/с у 66,91% и при  $v = 100$  мм/с у 57,91% зерен средний размер не подвергается изменению (см. Рис. 6б, г). Эти зерна расположены в зонах с затрудненной деформацией вблизи верхнего и нижнего бойков — в точках *I* на рисунке 5а, в.

Доля динамически рекристаллизованных зерен в структуре металлического сплава представлена на рисунке 6а, в. Выявлено, что в осевом сечении заготовки по окончании процесса осадки до деформации



**Рис. 6.** Картины распределения по объему доли динамически рекристаллизованного материала в вертикальном осевом сечении заготовки (а, в) и ее содержание (в %) в структуре (б, г) при разной скорости деформирования  $v$ , мм/с: 50 (а, б); 100 (в, г)

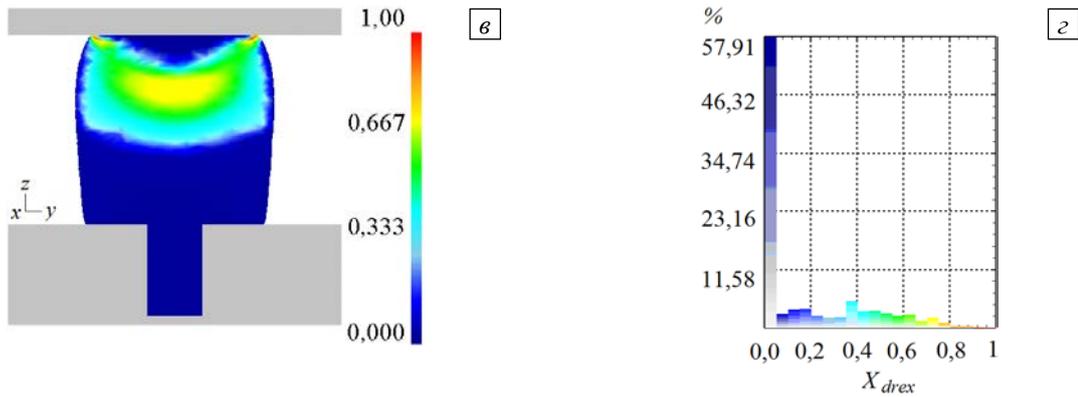


Рис. 6. Продолжение

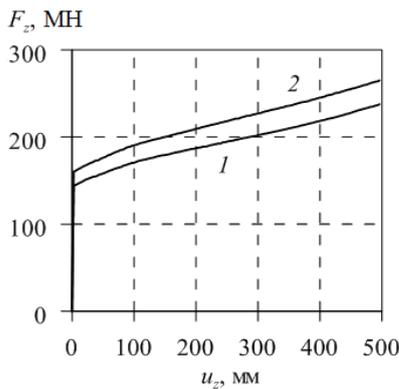


Рис. 7. Зависимость усилия, необходимого для осуществления процесса свободной осадки заготовки из никелевого сплава Waspaloy, от перемещения верхней плиты при разной скорости деформирования  $v$ , мм/с: 50 (кривая 1); 100 (2)

32,5% рекристаллизованные зерна составляют всего лишь ~0,15 от общего объема заготовки для  $v = 50$  мм/с и ~0,2 для  $v = 100$  мм/с, то есть в процесс динамической рекристаллизации вовлечен не весь объем слитка. Это отражается на его механических свойствах (см. Рис. 7 и его обсуждение).

На рисунке 7 показана зависимость усилия  $F_z$ , которое требуется для осуществления процесса свободной осадки, от перемещения верхней плиты при различных скоростях деформирования. Так, для осадки на 500 мм со скоростью деформирования 50 мм/с необходимое усилие составляет 238 МН, а при 100 мм/с — 265 МН. Кривые монотонно растут, и это означает, что процесс упрочнения материала, происходящий в результате пластической деформации, преобладает над процессом разупрочнения вследствие динамической рекристаллизации.

4. Заключение

Численное моделирование процесса свободной осадки слитка из материала Waspaloy позволило выявить и оценить изменения, которые претерпевает микроструктура массивного слитка. Установлено, что изменение среднего размера зерна в никелевом сплаве Waspaloy имеет место в областях с ненулевой деформацией. При этом наибольшее измельчение микроструктуры материала характерно для центральной зоны слитка, где достигается максимальная деформация. В периферийной зоне слитка структура материала практически не меняется.

Обнаружено, что в процессе свободной осадки до средней осевой деформации 32,5% при скорости перемещения верхнего бойка 100 мм/с наблюдается более мелкозернистая структура металлического сплава и выше объемный процент динамически рекристаллизованной структуры, чем при скорости перемещения 50 мм/с.

Рассмотренный подход, использующий для описания изменения микроструктуры металлов и сплавов модель Джонсона–Мела–Аврами–Колмогорова, в применении к задачамковки крупных слитков позволяет научно обосновать и разработать оптимальную схему проектирования реальных технологических процессов получения изделия высокого качества.

Литература

1. Горелик С.С., Добаткин С.В., Капусткина Л.М. Рекристаллизация металлов и сплавов. М.: МИСИС, 2005. 432 с.
2. Рекристаллизация металлических материалов / Под ред. Ф. Хесснера. М.: Металлургия, 1982. 352 с.
3. Паршин В.С., Карамышев А.П., Некрасов И.И., Пугин А.И., Федюлов А.А. Практическое руководство к программному комплексу DEFORM-3D. Екатеринбург: УрФУ, 2010. 266 с.
4. Семашко М.Ю., Шеркунов В.Г., Чигинцев П.А. Моделирование в среде DEFORM микроструктуры металлических образцов, подвергнутых интенсивной пластической деформации // Вестник МГТУ им. Г.И. Носова. 2013. № 1. С. 57-61.
5. DEFORM™ Microstructure modeling lab. Scientific Forming Technologies Corporation, 2007. 7 p.
6. Прикладная теория пластичности / Под ред. К.М. Иванова. СПб.: Политехника, 2011. 375 с.
7. Теория пластических деформаций металлов / Под ред. Е.П. Унксова, А.Г. Овчинникова. М.: Машиностроение, 1983. 598 с.

8. Avrami M. Kinetics of phase change. I. General theory // *J. Chem. Phys.* 1939. Vol. 7. P. 1103-1112. <https://doi.org/10.1063/1.1750380>
9. Avrami M. Kinetics of phase change. II. Transformation-time relations for random distribution of nuclei // *J. Chem. Phys.* 1940. Vol. 8. P. 212–224. <https://doi.org/10.1063/1.1750631>
10. Avrami M. Kinetics of phase change. III. Granulation, phase change, and microstructure // *J. Chem. Phys.* 1941. Vol. 9. P. 177-184. <https://doi.org/10.1063/1.1750872>
11. Johnson W.A., Mehl R.F. Reaction kinetics in process of nucleation and growth // *Trans. Am. Inst. Min. Met. Eng.* 1939. Vol. 135. P. 416-442.
12. Srolovitz D.J., Grest G.S., Anderson M.P. Computer simulation of grain growth – V. Abnormal grain growth // *Acta Metall.* 1985. Vol. 33. P. 2233-2247. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(85\)90185-3](https://doi.org/10.1016/0001-6160(85)90185-3)
13. An D., Pan S., Huang L., Dai T., Krakauer B., Zhu M. Modeling of ferrite-austenite phase transformation using a cellular automation model // *ISIJ Int.* 2014. Vol. 54. P. 422-429. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.54.422>
14. Raabe D. Cellular automata in materials science with particular reference to recrystallization simulation // *Ann. Rev. Mater. Res.* 2002. Vol. 32. P. 53-76. <https://doi.org/10.1146/annurev.matsci.32.090601.152855>
15. Meccozi V.G., Eiken J., Santofimia M.J., Sietsma J. Phase field modeling of microstructural evolution during the quenching and partitioning treatment in low-alloy steels // *Comput. Mater. Sci.* 2016. Vol. 112. Part A. P. 245-256. <https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2015.10.048>
16. DEFORM™ 3D Version 6.1 (sp2). User's Manual. Scientific Forming Technologies Corporation, 2008. 415 p.
17. Алимов А.И., Воронежский Е.В. Математическое моделирование эволюции микроструктуры поковки в процессе термомеханической обработки // *Наука и образование.* 2011. № 8. 15 с.

## References

1. Gorelik S.S., Dobatkin S.V., Kaputkina L.M. *Rekristallizatsiya metallov i splavov* [Recrystallization of metals and alloys]. Moscow, MISIS, 2005. 432 p.
2. Hässner F. (ed.) *Recrystallization of metallic materials*. Dr. Riederer Verlag, 1978. 293 p.
3. Parshin V.S., Karamyshev A.P., Nekrasov I.I., Pugin A.I., Fedulov A.A. *Prakticheskoye rukovodstvo k programnomu kompleksu DEFORM-3D* [A practical guide to the DEFORM-3D software package]. Ekaterinburg: UrFU, 2010. 266 p.
4. Semashko M.Yu., Sherkunov V.G., Chigintsev P.A. Modeling microstructure of metals, subjected to severe plastic deformation in the system DEFORM. *Vestnik MGTU im. G.I. Nosova – Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University*, 2013, no. 1, pp. 57-61.
5. DEFORM™ Microstructure modeling lab. Scientific Forming Technologies Corporation, 2007. 7 p.
6. Ivanov K.M. (ed.) *Prikladnaya teoriya plastichnosti* [Applied theory of plasticity]. St. Petersburg, Politehnika, 2011. 375 p.
7. Unksov E.P., Ovchinnikov A.G. (ed.) *Teoriya plasticheskikh deformatsiy metallov* [Theory of plastic deformations of metals]. Moscow, Mashinostroyeniye, 1983. 598 p.
8. Avrami M. Kinetics of phase change. I. General theory. *J. Chem. Phys.*, 1939, vol. 7, pp. 1103-1112. <https://doi.org/10.1063/1.1750380>
9. Avrami M. Kinetics of phase change. II. Transformation-time relations for random distribution of nuclei. *J. Chem. Phys.*, 1940, vol. 8, pp. 212–224. <https://doi.org/10.1063/1.1750631>
10. Avrami M. Kinetics of phase change. III. Granulation, phase change, and microstructure. *J. Chem. Phys.*, 1941, vol. 9, pp. 177-184. <https://doi.org/10.1063/1.1750872>
11. Johnson W.A., Mehl R.F. Reaction kinetics in process of nucleation and growth. *Trans. Am. Inst. Min. Met. Eng.*, 1939, vol. 135, pp. 416-442
12. Srolovitz D.J., Grest G.S., Anderson M.P. Computer simulation of grain growth – V. Abnormal grain growth. *Acta Metall.*, 1985, vol. 33, pp. 2233-2247. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(85\)90185-3](https://doi.org/10.1016/0001-6160(85)90185-3)
13. An D., Pan S., Huang L., Dai T., Krakauer B., Zhu M. Modeling of ferrite-austenite phase transformation using a cellular automation model. *ISIJ Int.*, 2014, vol. 54, pp. 422-429. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.54.422>
14. Raabe D. Cellular automata in materials science with particular reference to recrystallization simulation. *Ann. Rev. Mater. Res.*, 2002, vol. 32, pp. 53-76. <https://doi.org/10.1146/annurev.matsci.32.090601.152855>
15. Meccozi V.G., Eiken J., Santofimia M.J., Sietsma J. Phase field modeling of microstructural evolution during the quenching and partitioning treatment in low-alloy steels. *Comput. Mater. Sci.*, 2016, vol. 112, part A, pp. 245-256. <https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2015.10.048>
16. DEFORM™ 3D Version 6.1 (sp2). User's Manual. Scientific Forming Technologies Corporation, 2008. 415 p.
17. Alimov A.I., Voronezhskiy E.V. *Matematicheskoye modelirovaniye evolyutsii mikrostruktury pokovki v protsesse termomekhanicheskoy obrabotki* [Mathematical modeling of the evolution of the forging microstructure during thermomechanical processing]. *Nauka i obrazovaniye – Science and Education*, 2011, no. 8, 15 p.

Поступила в редакцию 29.04.2019; после доработки 17.06.2019; принята к опубликованию 27.06.2019

---

### Сведения об авторах

Роговой Анатолий Алексеевич, дфмн, проф., гнс, Институт механики сплошных сред УрО РАН (ИМСС УрО РАН), 614018, г. Пермь, ул. Академика Королёва, д. 1; e-mail: rogovoy@icmm.ru

Салихова Нелли Камилевна, кфмн, нс, ИМСС УрО РАН; e-mail: salikhova@icmm.ru