

DOI: [10.7242/1999-6691/2021.14.2.15](https://doi.org/10.7242/1999-6691/2021.14.2.15)

УДК 539.5

## ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ И ЭВОЛЮЦИИ МИКРОСТРУКТУРЫ ЗАГОТОВКИ ИЗ НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА В ПРОЦЕССЕ ЕЕ ОСАДКИ

А.А. Роговой, Н.К. Салихова

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

Использование наукоёмких технологий в промышленном производстве открывает возможность получать высококачественные, конкурентоспособные готовые изделия. Разработка новых или оптимизация уже существующих технологических процессов с проведением экспериментальных исследований требует больших материальных ресурсов и временных затрат. Альтернативой физическому эксперименту может служить численное моделирование изучаемого технологического процесса. Результаты, найденные численными методами, позволят обосновать рациональный режим деформирования заготовок, приводящий к требуемому изменению структуры материала. В работе рассмотрен конкретный технологический процесс горячей обработки давлением массивного слитка, включающий два этапа: охлаждение слитка на воздухе во время переноса от печи до деформирующих инструментов и формоизменяющую операцию – свободную осадку заготовки подвижной верхней плоской плитой и вырезной неподвижной нижней. Компьютерное моделирование процесса свободной осадки крупного слитка с целью определения его формоизменения, распределения температуры на поверхности и в его объеме, неравномерности деформации, возникающей в ходе горячей обработки давлением, проведено в программном комплексе Deform-2D/3D. Начальное распределение температуры материала при выполнении формоизменяющей операции находится в результате моделирования процесса охлаждения слитка на воздухе в течение 45 с при его транспортировке от печи до деформирующего оборудования. Для полученного неоднородного распределения температуры выполнен расчет усилия, необходимого для осуществления осадки до заданного по технологии среднего диаметра ~1060 мм при скорости перемещения штампа 100 мм/с. С использованием модели Джонсона–Мела–Аврами–Колмогорова (Johnson–Mehl–Avrami–Kolmogorov, JMAK) исследована эволюция микроструктуры (среднего размера зерен и доли рекристаллизованного объема) никелевого сплава Waspalloy при динамической рекристаллизации в процессе горячей обработки давлением при скорости деформирования 100 мм/с.

*Ключевые слова:* горячая обработка давлением, жаропрочный никелевый сплав Waspalloy, динамическая рекристаллизация, метод конечных элементов, модель Джонсона–Мела–Аврами–Колмогорова

## NUMERICAL INVESTIGATION OF THERMO-MECHANICAL BEHAVIOUR AND MICROSTRUCTURE EVOLUTION OF A NICKEL ALLOY WORKPIECE DURING ITS UPSETTING

A.A. Rogovoy and N.K. Salikhova

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

The use of science-based technologies in commercial production makes it possible to obtain high-quality, competitive finished products. The development of new techniques or optimization of existing technological processes involving the in-depth experimental research requires large time and material costs. In this regard, numerical simulation of the technological process under study can be used as an alternative to a physical experiment. The results obtained by numerical methods will make it possible to substantiate the most appropriate regime of billet deformation, providing the required changes in the structure of the material. This paper considers a specific technological process of hot forming of massive billet consisting of two stages: air cooling of the billet while transporting it from the furnace to deforming tools and forming operation – free upsetting of a billet with the aid of a moving upper flat plate and a stationary cutting lower plate. Computer simulation of upsetting of a large billet with the aim to define a change in its shape, temperature distribution over the surface and throughout the billet, and deformation inhomogeneity arising in the process of hot forming was carried out using the Deform-2D/3D software package. The initial temperature distribution of material during pressure forming is determined by modeling air cooling of the billet for 45 seconds during its transportation from the furnace to the deforming equipment. For the obtained inhomogeneous temperature distribution, the calculations were performed to evaluate the force required for billet upsetting to the technology specified average diameter of about 1060 mm at the velocity of the die movement of 100 mm/s. The Johnson–Mehl–Avrami–Kolmogorov (JMAK) model was used to investigate the evolution of the microstructure (average grain size and recrystallized volume fraction) of the Waspalloy nickel alloy generated as a result of dynamic recrystallization in the process of hot forming of a billet at the strain rate of 100 mm/s.

*Key words:* hot forming, heat-resistant nickel alloy Waspalloy, dynamic recrystallization, finite element method, Johnson–Mehl–Avrami–Kolmogorov model

### 1. Введение

Жаропрочные сплавы системы «Ni–Cr–Fe», разработанные в конце 30-х годов XX века, успешно используются в аэрокосмической промышленности. Такие сплавы способны длительное время работать при интенсивных статических и динамических нагрузках в условиях высоких температур и сохранять стабильные механические свойства. Так, например, рабочая температура современных жаропрочных сплавов на основе никеля достигает ~1100°C. Одним из наиболее распространенных серийных никелевых сплавов является Waspalloy, который находит широкое применение для изготовления некоторых элементов авиационных газотурбинных двигателей (рабочих и сопловых лопаток, дисков ротора турбины и другого) с максимальной температурой эксплуатации ~870°C.

Статья содержит результаты продолжения исследований, представленных в работе [1], где рассмотрено влияние скорости деформирования на эволюцию микроструктуры при горячей пластической осадке никелевого сплава Waspaloy. Микроструктура материала характеризовалась средним размером зерна и объемной долей рекристаллизованной части зерен. Для определения влияния параметров процесса на формирование структуры сплава Waspaloy выполнен расчет теплового и деформированного состояний массивного слитка в процессе свободной осадки при скоростях перемещения верхнего бойка 50 и 100 мм/с. Изменение микроструктуры (формирование малодефектных зародышей новых зерен и их последующий рост), происходящее в результате пластической деформации, — процесс, известный под названием динамическая рекристаллизация [2]. Для описания кинетики этого процесса в работе [1] использовалась модель Джонсона–Мела–Аврами–Колмогорова. Выявлено, что при скорости перемещения верхнего бойка 100 мм/с возникает более мелкозернистая структура, чем при скорости 50 мм/с. В первом случае средний размер зерна в области наиболее интенсивной деформации составил 13,9 мкм, тогда как во втором — 14,4 мкм, при среднем начальном размере зерна ~25 мкм. В работе [1] также показано, что при более высокой скорости осадки (100 мм/с) процесс динамической рекристаллизации протекает более интенсивно и в него вовлекается больший объем материала.

В реальном технологическом процессе заготовка сначала нагревается в печи до температуры, обеспечивающей наилучшую пластичность при обработке давлением, а затем переносится на оборудование, которое осуществляет осадку до определяемого технологией диаметра. При переносе заготовка охлаждается, в ней устанавливается неоднородное, начальное для последующего процесса осадки распределение температуры, что влияет на динамическую рекристаллизацию, которая существенно зависит от деформации и температуры. Поэтому имеет смысл анализировать эволюцию микроструктуры с учетом охлаждения массивного слитка на воздухе во время его транспортировки к деформирующему оборудованию.

В настоящей работе проводится исследование влияния начального распределения температуры, образующегося в результате охлаждения слитка на воздухе при его переносе от печи до деформирующего оборудования, на изменения, происходящие в микроструктуре сплава Waspaloy. На основании ранее проведенных исследований, изложенных в работе [1], скорость перемещения верхнего бойка принимается равной 100 мм/с.

Известно, что механические свойства металлов и сплавов (такие как прочность, пластичность, ударная вязкость и другие) зависят от структуры поликристаллических заготовок [2–4]. Наиболее важным структурным параметром является размер зерна. В результате уменьшения (измельчения) зерна в процессе горячей обработки давлением повышаются прочностные и пластические свойства металлов [5]. К таким процессам относятся ковка, штамповка, прессование, волочение и другие [6, 7]. Осадку заготовки с хвостовиком — это основная операция свободной ковки, которая применяется в качестве заготовительной перед процессом протяжки (обжатия) для улучшения качества и структуры металла. Именно эта операция изучается в настоящей статье. Последующая протяжка заготовки здесь не рассматривается.

Технологический процесс горячей обработки давлением крупного слитка до получения заданных геометрических размеров при определенном температурно-скоростном воздействии включает в себя охлаждение слитка на воздухе в течение 45 с при транспортировке его от печи до деформирующего оборудования и операцию свободной осадки. Цель моделирования — изучение изменений, которые происходят в микроструктуре материала в процессе горячей пластической деформации. В качестве материала для исследования эволюции зеренной структуры, как и в работе [1], выбран металлический сплав Waspaloy, микроструктура которого описывается с помощью набора параметров.

Компьютерное моделирование осуществляется на базе программного комплекса Deform-2D/3D [8, 9]. Комплекс основан на методе конечных элементов и позволяет анализировать формоизменение заготовки в различных процессах обработки давлением, рассчитывать напряженно-деформированное и тепловое состояния во всем объеме заготовки в процессе ковки с учетом геометрической и физической нелинейностей.

Объектом исследования является массивный слиток весом 9300 кг, который показан на рисунке 1. Слиток состоит из тела и хвостовика (цапфы). В первоначальном состоянии тело заготовки имеет вид усеченной восьмигранной пирамиды с площадями оснований: нижнего ~6050,18 см<sup>2</sup> и верхнего ~4812,75 см<sup>2</sup>. Цапфа представляет собой цилиндр высотой 500 мм и диаметром 300 мм.

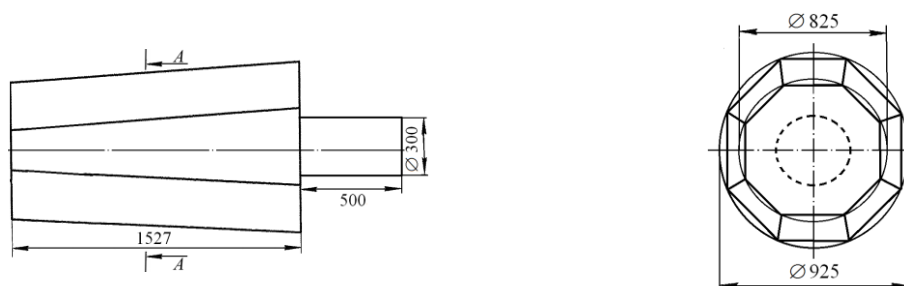


Рис. 1. Слиток с исходными геометрическими размерами, мм: вид спереди (а), вид слева (б); поперечное сечение А–А проходит через середину тела слитка и перпендикулярно его центральной оси

Трехмерная модель слитка, выполненная в программе SolidWorks, приведена на рисунке 2а. Пример дискретизации расчетной области тетраэдральными конечными элементами показан на рисунке 2б. Дискретный аналог исследуемого трехмерного тела содержит 52168 конечных элементов (оптимальное количество элементов, полученное в результате численных экспериментов) и 11298 узловых неизвестных. При построении сетки учитывается сложность геометрии объекта исследования, на его границе плотность сетки увеличена. При обработке давлением подвергается деформации только тело слитка, форма хвостовика (цапфы), который служит для удержания заготовки в процессе осадки, остается неизменной. Однако отказаться от учета хвостовика при моделировании нельзя, так как он влияет на скорость остывания нижнего торца слитка. Вследствие этого конечно-элементная сетка в этой области делается менее плотной.

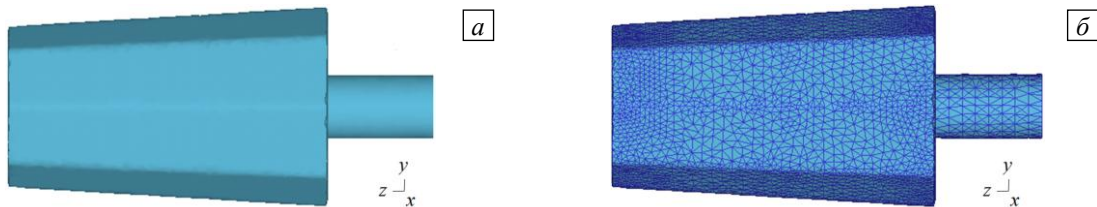


Рис. 2. Объемная модель слитка (а), построенная в программе SolidWorks, и его конечно-элементная дискретизация (б)

## 2. Охлаждение массивного слитка на воздухе при его переносе до деформирующего оборудования

Массивный слиток подвергается обработке давлением по следующей технологической схеме. Перед началом деформирования — процессом свободной осадки — слиток нагревается и выдерживается в пламенной печи до достижения однородной по всему объему температуры, равной 1000°C. Сам процесс нагрева в печи здесь не моделируется. Затем в течение 45 с слиток транспортируется по воздуху от печи до деформирующего оборудования, что приводит к его охлаждению. Полученное распределение температуры является начальным для дальнейшей операции свободной осадки.

Уравнение нестационарной теплопроводности, позволяющее вычислить температурное поле в объеме заготовки и на ее поверхности, имеет вид [10, 11]:

$$\rho c \frac{\partial T}{\partial t} = \nabla \cdot (k \nabla T) + Q. \quad (1)$$

Здесь:  $\rho$  — плотность вещества в текущем состоянии, кг/м<sup>3</sup>;  $c$  — удельная теплоемкость, Дж/(кг·К);  $T$  — температура по абсолютной шкале, К;  $\nabla$  — оператор Гамильтона для текущей конфигурации;  $k$  — коэффициент теплопроводности, Вт/(м·К);  $Q$  — мощность внутренних источников тепловыделения (телопоглощения), Вт/м<sup>3</sup>;  $t$  — текущее время, с.

Для уравнения нестационарной теплопроводности (1) необходимо задать начальное условие в виде распределения температуры внутри тела и на его поверхности  $S$  в начальный момент времени, а также граничные условия. Так, на поверхности  $S = S_T \cup S_q$  они имеют следующий вид:

$$\begin{array}{ll} \text{на части } S_T & T = T^*, \\ \text{на части } S_q & -\mathbf{N} \cdot k \nabla T = q_N, \end{array} \quad \begin{array}{l} 1 \\ 2 \end{array} \quad (2)$$

где  $T^*$  — заданное значение абсолютной температуры,  $\mathbf{N}$  — внешняя единичная нормаль к поверхности тела в текущем состоянии,  $q_N = \alpha_\Sigma (T - T_c)$  — нормальная к поверхности тела составляющая теплового потока через границу, при этом  $T_c$  — температура окружающей среды по абсолютной шкале,  $\alpha_\Sigma$  — коэффициент теплоотдачи, который рассчитывается, как

$$\alpha_\Sigma = \alpha_s + \alpha_r.$$

В последнем выражении  $\alpha_s$  — коэффициент теплоотдачи конвекцией, Вт/(м<sup>2</sup>·К), а  $\alpha_r$  — коэффициент теплоотдачи излучением, который вычисляется по формуле

$$\alpha_r = \frac{\sigma_0 \varepsilon_m^\phi (T^4 - T_c^4)}{T - T_c},$$

где  $\sigma_0 = 5,67 \cdot 10^{-8}$  Вт/(м<sup>2</sup>·К<sup>4</sup>) — постоянная Стефана–Больцмана,  $\varepsilon_m^{эф}$  — эффективная степень черноты материала (для сплава Waspaloy в базе комплекса Deform-2D/3D эта величина равна 0,7).

В качестве граничных условий на боковой и торцевых поверхностях рассматриваемого тела задаются условия радиационно–конвективного теплообмена в упрощенном виде, то есть они сводятся к конвективному теплообмену. Вклад лучистого теплообмена учитывается по приведенной выше формуле для коэффициента теплоотдачи излучением. При транспортировке массивного слитка от печи до инструментов, осуществляющих процесс осадки, температура окружающей среды считается равной 20°C. В этом случае коэффициент конвективной теплоотдачи  $\alpha_s$  равняется 20 Вт/(м<sup>2</sup>·К) [14].

В качестве начального условия принимается постоянное распределение температуры в слитке, равное 1000°C. В работе фигурируют шкалы Кельвина и Цельсия. Связь между шкалами определяется известным соотношением, в котором абсолютная температура получается путем прибавления величины 273,15 к температуре в градусах Цельсия.

Зависящие от температуры теплофизические свойства никелевого сплава Waspaloy позаимствованы из библиотеки используемого программного комплекса Deform-2D/3D. Кривые изменения коэффициента теплопроводности и удельной теплоемкости приведены на рисунке 3.

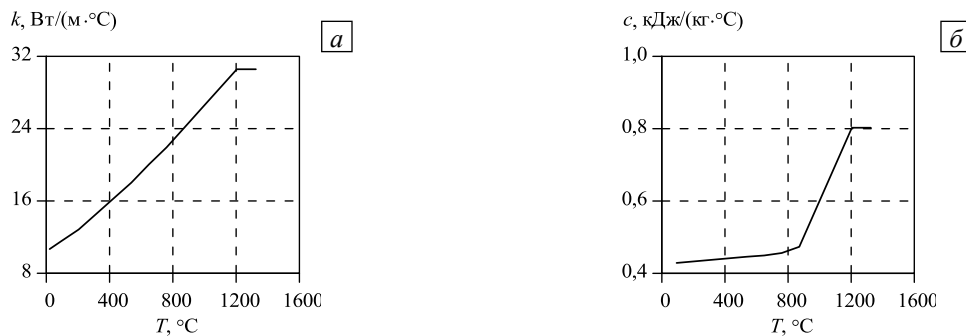


Рис. 3. Зависимости от температуры коэффициентов теплопроводности (а) и удельной теплоемкости (б)

Уравнению теплопроводности (1) и граничным условиям (2) соответствует вариационное уравнение:

$$\int_V [(c\rho\dot{T} - Q)\delta T + k\nabla T \cdot \nabla(\delta T)] dV + \int_{S_q} q_N \delta T dS = 0. \quad (3)$$

Оно получается путем применения процедуры Галеркина к уравнению (1) и граничному условию (2)<sub>2</sub>, представленным в однородной форме, с учетом, что области  $V$  и  $S_q$  не пересекаются:

$$\int_V [c\rho\dot{T} - \nabla \cdot (k\nabla T) - Q]\delta T dV + \int_{S_q} (\mathbf{N} \cdot k\nabla T + q_N)\delta T dS = 0. \quad (4)$$

Если выбирается функция  $T$ , удовлетворяющая на части  $S_T$  граничному условию (2)<sub>1</sub>, то есть  $T = T^*$ , то на  $S_T$  вариация  $\delta T = 0$ , и тогда второй интеграл в (4) может быть вычислен уже не по части  $S_q$ , а по всей поверхности  $S$ , ограничивающей объем  $V$ . В этом случае к первому слагаемому во втором интеграле применима теорема Остроградского–Гаусса:

$$\int_S \mathbf{N} \cdot k\nabla T \delta T dS = \int_V \nabla \cdot (k\nabla T \delta T) dV.$$

При использовании далее соотношения  $\nabla \cdot (\alpha \mathbf{b}) = (\nabla \alpha) \cdot \mathbf{b} + \alpha (\nabla \cdot \mathbf{b})$ , где  $\alpha$  — любой скаляр,  $\mathbf{b}$  — любой вектор, легко представить интеграл в правой части в виде (в предположении, что  $\alpha = \delta T$ ,  $\mathbf{b} = k\nabla T$ ):

$$\int_V \nabla \cdot (k\nabla T \delta T) dV = \int_V \delta T [\nabla \cdot (k\nabla T)] dV + \int_V k\nabla T \cdot \nabla(\delta T) dV,$$

откуда и следует вариационное уравнение (3). В этом уравнении объем и поверхность относятся к текущему состоянию и до решения задачи являются неопределенными величинами. Но они легко приводятся к известным объему и поверхности начального состояния. С учетом того, что элементарная масса не меняется:  $dm = \rho dV = \rho_0 dV_0$ , где  $\rho_0$ ,  $dV_0$  — плотность материала и элементарный объем

в начальном состоянии, а также выражения, связывающего элементарные объемы в текущей и начальной конфигурациях:  $dV = JdV_0$  и элементарные поверхности в этих конфигурациях:  $dS = J\sqrt{\mathbf{n} \cdot \mathbf{C}^{-1} \cdot \mathbf{n}} dS_0$ , где  $J$  — третий инвариант градиента места  $\mathbf{F}$ ,  $\mathbf{C} = \mathbf{F}^T \cdot \mathbf{F}$  — мера деформации Коши–Грина,  $\mathbf{n}$  — вектор внешней единичной нормали к поверхности в начальной конфигурации, вариационное уравнение (3) приводится к следующему конструктивному виду:

$$\int_{V_0} \left[ (c\rho_0 \dot{T} - JQ) \delta T + Jk \nabla T \cdot \nabla (\delta T) \right] dV_0 + \int_{S_{q_0}} J \sqrt{\mathbf{n} \cdot \mathbf{C}^{-1} \cdot \mathbf{n}} q_N \delta T dS_{q_0} = 0. \quad (5)$$

Входящий сюда оператор Гамильтона текущего состояния  $\nabla$  можно преобразовать в оператор Гамильтона начального состояния  $\overset{0}{\nabla}$ , если воспользоваться зависимостью:  $\nabla = \mathbf{F}^{-T} \cdot \overset{0}{\nabla}$ . В программном комплексе Deform-2D/3D уравнение (5) реализуется методом конечных элементов.

Охлаждение крупного слитка на воздухе при транспортировке до деформирующего оборудования не сопровождается никаким внутренним производством или стоком тепла, поэтому в (5)  $Q = 0$ . В этом процессе текущая конфигурация совпадает с начальной, откуда следует, что  $J = 1$ ,  $\mathbf{F} = \mathbf{C} = \mathbf{g}$ , где  $\mathbf{g}$  — единичный тензор, и уравнение (5) значительно упрощается. Полученные с его помощью результаты, демонстрирующие изменение температуры в слитке, представлены на рисунке 4.

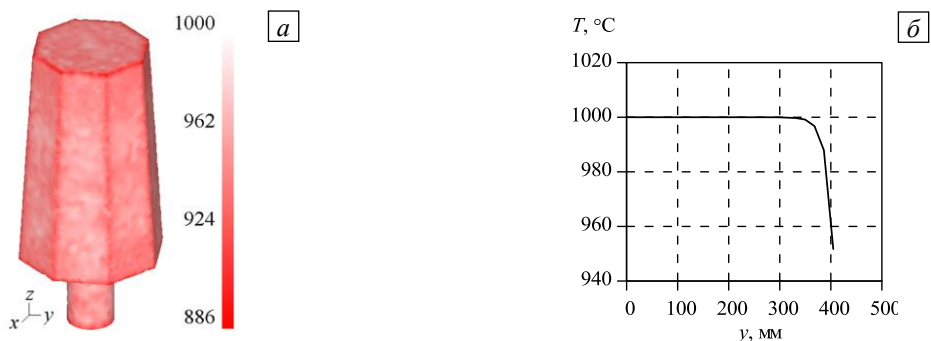


Рис. 4. Распределение температуры  $T$ , °C на поверхности слитка в после охлаждения на воздухе в течение 45 с при его транспортировке до оборудования (а); график изменения температуры в зависимости от расстояния до центра слитка в сечении А–А (см. Рис. 1б)

Температура боковой поверхности массивного слитка меняется примерно на 47°C в «узкой» приповерхностной области (см. Рис. 4б). Снижение температуры слитка наблюдается не более чем на ~91 мм, в глубине слитка температура не меняется. При этом присутствуют области с минимальными значениями температуры ~915°C, которые находятся на ребрах заготовки и в нижней части цапфы. Средние значения температуры на верхнем и нижнем торцах слитка, а также на поверхности цапфы составляют примерно ~943–958°C. Рассчитанное распределение температуры используется в дальнейшем как начальное при анализе деформированного состояния, возникающего при осадке заготовки на втором этапе технологического процесса.

### 3. Свободная осадка массивного слитка с хвостовиком

Далее по технологии осуществляется осаживание слитка плоскопараллельными плитами — подвижной верхней и неподвижной нижней, имеющей отверстие для хвостовика диаметром 300 мм. Верхняя плита при движении вниз, вдоль вертикальной оси  $z$ , со скоростью 100 мм/с перемещается на величину  $u_z = 496$  мм и деформирует образец. Для предотвращения существенного охлаждения слитка при контакте с деформирующими плитами производится их подогрев до температуры 400°C. Так как в реальном технологическом процессе бойки деформируются незначительно, в модели они считаются абсолютно жесткими. Для описания трения, возникающего между рабочими плитами и слитком в процессе горячей обработки давлением, используется закон Зибеля, в котором усилие трения определяется как произведение коэффициента трения на величину касательного напряжения. Жаропрочный сплав Waspaloy на никелевой основе относится к трудно обрабатываемому давлением материалу, поэтому деформирование рассматриваемого сплава производится с применением смазки, которая позволяет уменьшить действие сил трения на контактной поверхности и снизить усилие деформирования. Коэффициент трения  $\mu$  принимается постоянным и равным 0,3. При указанном коэффициенте трения требуемый по технологии средний диаметр заготовки ~1060 мм достигается при средней осевой степени деформации ~32,5%. Значение последней вычисляется по формуле:

$$\varepsilon_h = (l_0 - l_1) \cdot 100\% / l_0 = \Delta l \cdot 100\% / l_0,$$

где  $l_0$  — начальная высота слитка;  $l_1$  — высота слитка после завершения процесса осадки,  $\Delta l = l_0 - l_1$  — величина осадки.

Процесс свободной осадки слитка является медленно протекающим процессом, поэтому инерционные силы, действующие на заготовку, здесь не учитываются. В практике теоретических расчетов обработки металлов давлением в большинстве случаев также принимаются допущения о незначительном влиянии массовых сил на течение сплава [15] и пренебрежимо малых упругих деформациях, рассматриваются только пластические. Тогда математическая постановка задачи определения напряженно-деформированного состояния заготовки в процессе пластического формоизменения включает в себя [1, 12, 13]:

– уравнение равновесия  $\nabla \cdot \mathbf{T} = 0$ ;

– кинематическое уравнение для деформации скорости  $\dot{\boldsymbol{\varepsilon}} = [\nabla \mathbf{v} + (\nabla \mathbf{v})^T] / 2$ ;

– уравнение несжимаемости  $I_1(\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}) = \nabla \cdot \mathbf{v} = 0$ ;

– уравнение пластического течения Леви–Мизеса  $\dot{\boldsymbol{\varepsilon}} = 3 \dot{\bar{\boldsymbol{\varepsilon}}} \mathbf{S} / (2 \bar{\sigma})$ ;

– условие пластичности Мизеса  $\bar{\sigma} = \sigma_s$ .

В перечисленных уравнениях приняты следующие обозначения:  $\nabla$  — оператор Гамильтона в текущей конфигурации;  $\mathbf{T}$  — тензор напряжений Коши (истинных напряжений);  $\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}$  — тензор деформации скорости;  $\mathbf{v}$  — вектор скорости перемещения произвольной точки слитка;  $I_1(\dot{\boldsymbol{\varepsilon}})$  — первый инвариант тензора  $\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}$ ;  $\mathbf{S}$  — девиатор тензора напряжений;  $\sigma_s$  — предел текучести материала;  $\bar{\sigma}$  — интенсивность напряжений ( $\bar{\sigma} = \sqrt{(3/2) \mathbf{S} \cdot \mathbf{S}}$ );  $\dot{\bar{\boldsymbol{\varepsilon}}}$  — интенсивность деформации скорости ( $\dot{\bar{\boldsymbol{\varepsilon}}} = \sqrt{(2/3) \dot{\boldsymbol{\varepsilon}} \cdot \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}}$ ).

Предел текучести материала ( $\sigma_s$ ) является функцией накопленной интенсивности деформации ( $\bar{\boldsymbol{\varepsilon}}$ ), интенсивности деформации скорости ( $\dot{\bar{\boldsymbol{\varepsilon}}}$ ) и абсолютной температуры ( $T$ )

$$\sigma_s = \sigma_s(\bar{\boldsymbol{\varepsilon}}, \dot{\bar{\boldsymbol{\varepsilon}}}, T), \quad \bar{\boldsymbol{\varepsilon}} = \int \dot{\bar{\boldsymbol{\varepsilon}}} dt.$$

Для сплава Waspaloy предел текучести задается в виде таблицы в температурном интервале 954,5–1148,9 К для диапазона изменения интенсивности деформации скорости 0,032–1,000 с<sup>-1</sup> и диапазона изменения интенсивности деформации 0–0,9. Именно в этих пределах изменения указанных величин осуществляется, как показано в работе [1], рассматриваемый технологический процесс. Величины  $T$ ,  $\bar{\boldsymbol{\varepsilon}}$ ,  $\dot{\bar{\boldsymbol{\varepsilon}}}$  в процессе деформирования меняются от точки к точке. Поэтому, в зависимости от них, предел текучести  $\sigma_s$  тоже будет отличаться от точки к точке. Например, при 1000°C,  $\bar{\boldsymbol{\varepsilon}} = 0,35$ ,  $\dot{\bar{\boldsymbol{\varepsilon}}} = 0,032$ , предел текучести  $\sigma_s$  примерно 339,62 МПа. В таблице из библиотеки материалов программного комплекса Deform-2D/3D отсутствует значение предела текучести именно для температуры 1000°C. Его соответствующая величина найдена с помощью линейной интерполяции. Интерполяция и экстраполяция будут использоваться и далее при работе с указанной таблицей.

Для замыкания постановки краевой задачи записанные выше уравнения дополняются следующими граничными условиями: на части  $S_v$  поверхности  $S$ , ограничивающей текущий объем деформируемого тела  $V$ , задается скорость перемещения  $\mathbf{v} = \mathbf{v}^*$ , а на части  $S_p$  — внешние силы:  $\mathbf{p}^* = \mathbf{N} \cdot \mathbf{T}$ . Здесь полная текущая поверхность тела есть  $S = S_v \cup S_p$ .

Применение к уравнениям равновесия, несжимаемости и граничным условиям для напряжений, представленным в однородном виде, стандартной процедуры Галеркина, учет того, что области  $V$  и  $S_p$  не пересекаются и вариации  $\delta \mathbf{v}$  и  $\delta \boldsymbol{\sigma}$  есть произвольные, не связанные между собой функции, приводят к выражению:

$$\int_V (\nabla \cdot \mathbf{T}) \cdot \delta \mathbf{v} dV - \int_{S_p} (\mathbf{N} \cdot \mathbf{T} - \mathbf{p}^*) \cdot \delta \mathbf{v} dS - \int_V \delta \boldsymbol{\sigma} (\nabla \cdot \mathbf{v}) dV = 0, \quad (6)$$

где  $\boldsymbol{\sigma} = (1/3) I_1(\mathbf{T})$ , а  $\boldsymbol{\sigma} \mathbf{g}$  — шаровая часть тензора  $\mathbf{T}$ . При заданной на поверхности  $S_v$  скорости  $\mathbf{v} = \mathbf{v}^*$  следует, что на этой поверхности  $\delta \mathbf{v} = 0$ , и второй интеграл может быть вычислен уже не на части  $S_p$ , а на всей поверхности  $S$ , ограничивающей объем  $V$ . В этом случае к первому слагаемому во втором интеграле в (6) можно применить теорему Остроградского–Гаусса:

$$\int_S \mathbf{N} \cdot \mathbf{T} \cdot \delta \mathbf{v} dS = \int_V \nabla \cdot (\mathbf{T} \cdot \delta \mathbf{v}) dV,$$

и с помощью легко проверяемого соотношения  $\nabla \cdot (\mathbf{A} \cdot \mathbf{b}) = (\nabla \cdot \mathbf{A}) \cdot \mathbf{b} + \mathbf{A}^T \cdot (\nabla \mathbf{b})$ , где  $\mathbf{A}$  — любой тензор второго ранга,  $\mathbf{b}$  — любой вектор, представить интеграл в правой части в виде (в предположении что  $\mathbf{A} = \mathbf{T}$ ,  $\mathbf{b} = \delta \mathbf{v}$  и с учетом симметрии тензора  $\mathbf{T}$ ):

$$\int_V \nabla \cdot (\mathbf{T} \cdot \delta \mathbf{v}) dV = \int_V (\nabla \cdot \mathbf{T}) \cdot \delta \mathbf{v} dV + \int_V \mathbf{T} \cdot \nabla (\delta \mathbf{v}) dV.$$

В результате уравнение (6) переписывается как

$$\int_{S_p} \mathbf{p}^* \cdot \delta \mathbf{v} dS - \int_V \delta \sigma (\nabla \cdot \mathbf{v}) dV - \int_V \mathbf{T} \cdot \nabla (\delta \mathbf{v}) dV = 0. \quad (7)$$

Далее преобразуется подынтегральное выражение в последнем интеграле из (7):

$$\begin{aligned} \mathbf{T} \cdot \nabla (\delta \mathbf{v}) &= (\sigma \mathbf{g} + \mathbf{S}) \cdot \nabla (\delta \mathbf{v}) = \sigma \mathbf{g} \cdot \nabla (\delta \mathbf{v}) + \mathbf{S} \cdot \nabla (\delta \mathbf{v}) = \sigma \mathbf{R}^i \mathbf{R}_i \cdot \mathbf{R}^k \frac{\partial}{\partial q^k} (\delta \mathbf{v}) + \mathbf{S} \cdot \nabla (\delta \mathbf{v}) = \\ &= \sigma \mathbf{R}^i \cdot \frac{\partial}{\partial q^i} (\delta \mathbf{v}) + \mathbf{S} \cdot \nabla (\delta \mathbf{v}) = \sigma \nabla \cdot (\delta \mathbf{v}) + \mathbf{S} \cdot \nabla (\delta \mathbf{v}). \end{aligned} \quad (8)$$

Здесь учтено, что  $\sigma \mathbf{g}$  — шаровая часть тензора  $\mathbf{T}$ ,  $\mathbf{g} = \mathbf{R}^i \mathbf{R}_i$  — одно из представлений единичного тензора, где  $\mathbf{R}_i$ ,  $\mathbf{R}^i$ , — соответственно векторы основного и взаимного базисов, а оператор Гамильтона в текущем состоянии записывается как  $\nabla = \mathbf{R}^k \partial / \partial q^k$ . В соответствии с законом пластического течения  $\mathbf{S} = (2\bar{\sigma} / 3\dot{\bar{\epsilon}}) \dot{\bar{\epsilon}}$ , и тогда последнее слагаемое окончательного выражения (8) принимает вид:

$$\mathbf{S} \cdot \nabla (\delta \mathbf{v}) = \mathbf{S} \cdot \delta (\nabla \mathbf{v}) = \mathbf{S} \cdot \frac{1}{2} [\delta (\nabla \mathbf{v}) + \delta (\nabla \mathbf{v})^T] = \mathbf{S} \cdot \dot{\bar{\epsilon}} = \frac{2\bar{\sigma}}{3\dot{\bar{\epsilon}}} \dot{\bar{\epsilon}} \cdot \delta \dot{\bar{\epsilon}} = \frac{2\bar{\sigma}}{3\dot{\bar{\epsilon}}} \frac{3\delta \dot{\bar{\epsilon}}^2}{2} = \bar{\sigma} \delta \dot{\bar{\epsilon}}. \quad (9)$$

При выводе (9) учтено следующее.

1) Оператор Гамильтона текущего состояния и оператор варьирования в данном случае и только в данном случае можно менять местами (они коммутируют). Действительно, положение точки в текущем состоянии определяется радиус-вектором  $\mathbf{R} = \mathbf{r} + \mathbf{u}$ , где  $\mathbf{r}$  — положение точки в начальной конфигурации,  $\mathbf{u}$  — вектор перемещения. При варьировании скорости перемещения само перемещение не изменяется (не варьируется), согласно принципу Журдена. Поэтому не варьируется и  $\mathbf{R}$ , а также все величины, находимые через него, в частности, базисные векторы  $\mathbf{R}_i$  и  $\mathbf{R}^i$ . Поэтому  $\nabla (\delta \mathbf{v}) = \mathbf{R}^i \partial (\delta \mathbf{v}) / \partial q^i = \delta (\mathbf{R}^i \partial \mathbf{v} / \partial q^i) = \delta (\nabla \mathbf{v})$ . Из вышесказанного ясно, что такая коммутация была бы невозможна, если бы варьировалось перемещение (как в принципе Лагранжа), так как варьировался бы и базисный вектор  $\mathbf{R}^i$ . В таком случае потребовался бы переход к оператору Гамильтона начального состояния, с которым оператор варьирования уже коммутирует.

2) Двойное скалярное произведение тензоров второго ранга имеет свойство:  $\mathbf{A} \cdot \mathbf{B} = \mathbf{A}^T \cdot \mathbf{B}^T$ , а тензор  $\mathbf{S}$  симметричен. Поэтому  $\mathbf{S} \cdot \delta (\nabla \mathbf{v}) = \mathbf{S} \cdot \delta (\nabla \mathbf{v})^T$ .

Подстановка (9) в (8), а затем последнего в (7) дает окончательный вид вариационного уравнения:

$$\int_V \bar{\sigma} \delta \dot{\bar{\epsilon}} dV - \int_{S_p} \mathbf{p}^* \cdot \delta \mathbf{v} dS + \int_V [\sigma (\nabla \cdot \delta \mathbf{v}) + (\nabla \cdot \mathbf{v}) \delta \sigma] dV = 0. \quad (10)$$

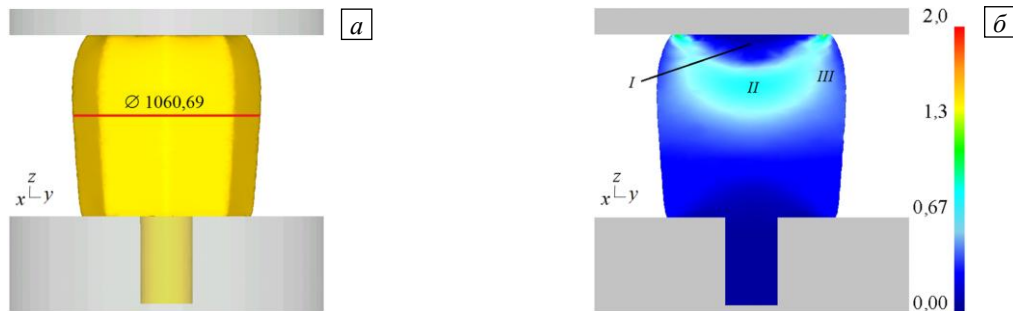
В (10) объем и поверхность опять относятся к текущему состоянию и не известны до решения задачи. Поступая аналогично переходу от уравнения (3) к уравнению (4), можно привести (10) к конструктивному виду:

$$\int_{V_0} J \bar{\sigma} \delta \dot{\bar{\epsilon}} dV_0 - \int_{S_p} J \sqrt{\mathbf{n} \cdot \mathbf{C}^{-1} \cdot \mathbf{n}} \mathbf{p}^* \cdot \delta \mathbf{v} dS_{p_0} + \int_{V_0} J [\sigma (\nabla \cdot \delta \mathbf{v}) + (\nabla \cdot \mathbf{v}) \delta \sigma] dV_0 = 0. \quad (11)$$

Вариационное уравнение (11), описывающее термомеханическое поведение среды, дополняется тепловым уравнением (5) для изменения температуры, и эти уравнения взаимосвязаны. Они являются нелинейными, для их решения применяется процедура пошагового нагружения. Процедура позволяет отслеживать историю процесса деформирования, что важно при использовании закона пластического течения, а также осуществлять линеаризацию разрешающих уравнений на каждом шаге.

При исследовании процесса осадки в уравнении нестационарной теплопроводности (5) учитывается внутренний источник тепла, выделяемого в результате пластической деформации:  $Q = \gamma \bar{\sigma} \dot{\epsilon}$ , Вт/м<sup>3</sup>, где коэффициент преобразования механической энергии в тепловую  $\gamma$  принимается равным 0,9 [9]. Коэффициент конвективной теплоотдачи между заготовкой и плитами при деформировании имеет значение 11 кВт/(м<sup>2</sup>·К) [9]. В качестве начальных условий выступает расчетное распределение температуры в теле, полученное на первом этапе моделирования — при охлаждении заготовки на воздухе во время ее транспортировки. Температура окружающей среды в процессе обработки давлением считается равной 20°C.

При действии на контактных поверхностях заготовки и деформирующих плит сил трения форма слитка на завершающей стадии процесса осаживания имеет вид одинарной бочки с выпуклой боковой поверхностью, как показано на рисунке 5а.



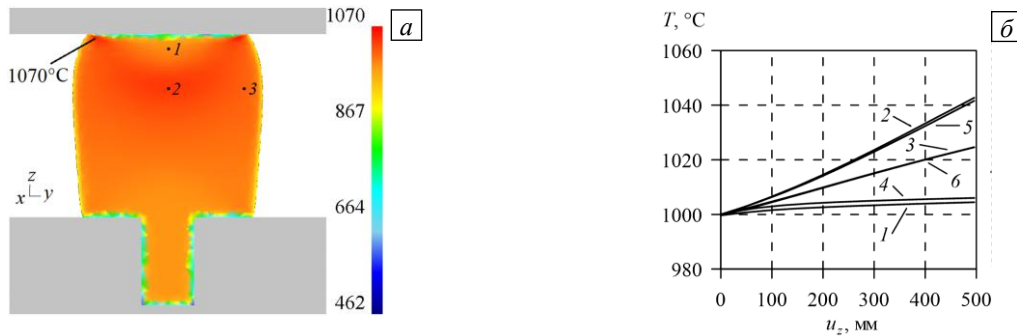
**Рис. 5.** Форма боковой поверхности заготовки, диаметр, мм (а) и распределение интенсивностей пластических деформаций  $\bar{\epsilon}$  (б) в конце процесса осадки: зоны I, III – затрудненных и II – интенсивных деформаций

При наличии сил трения между контактирующими поверхностями заготовки и оборудования затрудняется радиальное течение сплава, и под плитами создаются области стесненной деформации. Так, по завершении процесса свободной осадки в слитке образуются три зоны (см. Рис. 5б), которые характеризуются значительным различием интенсивности накопленной пластической деформации. Зона I примыкает к контактной поверхности верхней плиты и имеет куполообразную форму. В ней величина интенсивности накопленной пластической деформации составляет в среднем 0,114. В области II значение накопленной интенсивности пластической деформации слитка достигает наибольшей величины 0,798, а на периферийной его части — в зоне III — равняется 0,48. Область I является зоной минимальных значений интенсивности накопленной пластической деформации. Эти данные согласуются со сведениями из литературных источников [6, 7].

Для более наглядного изображения результатов численных расчетов, осуществленных при моделировании процесса осадки массивного слитка, в его вертикальном сечении, проходящем через центральную ось, были выбраны три точки, принадлежащие зонам I–III. Так, расчетные значения распределения температуры и ее изменение в зависимости от перемещения верхней плиты в выбранных точках представлены на рисунке 6. В точке 1 температура в конце операции осадки имеет значение 1004,5°C, в точке 2 — 1042,7°C, в точке 3 — 1024,6°C (см. Рис. 6б). Увеличение температуры  $T$  (разогрев металла) в области интенсивной пластической деформации (в зоне II) на величину  $\Delta T = 42,7^\circ\text{C}$  происходит главным образом за счет работы, совершаемой пластической деформацией. Наибольшее значение температуры 1070°C находится на периферийной части заготовки в области контакта с деформирующим оборудованием. Для сравнения в работе [1] значения температур в этих же самых трех исследуемых точках без учета охлаждения слитка на воздухе составляют: в точке 1 — ~1006,03°C, в 2 — ~1041,59°C, в 3 — ~1024,64°C (кривые 4–6, см. Рис. 6б).

Таким образом, учет начального неоднородного распределения температуры, связанного с транспортировкой заготовки от печи до оборудования, приводит к тому, что температура хотя и растет в процессе осадки, но в «узкой» приповерхностной части (см. зоны I и III) оказывается немного ниже, чем без учета этого охлаждения. В центральной же части заготовки (зона II), наоборот, температура оказывается выше, чем в процессе без предварительного охлаждения. Это связано с увеличением работы, которая переходит в тепло в результате пластической деформации. Интенсивность пластической деформации в области II выше, если в технологическом процессе учитывается охлаждение слитка на воздухе во время переноса его до оборудования, по сравнению с процессом без учета этого охлаждения. Это и определяет возрастание работы по сравнению с процессом без учета охлаждения.

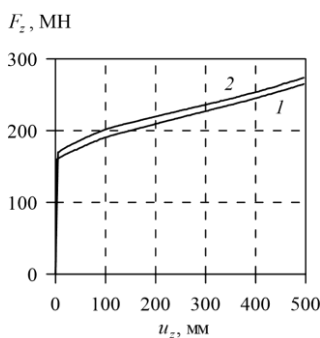




**Рис. 6.** Распределение температуры  $T$ , °C в вертикальном осевом сечении слитка (а) и графики ее зависимости от перемещения верхней плиты  $u_z$  в трех выбранных точках (б): с учетом (кривые 1–3) и без учета (4–6) охлаждения при транспортировке заготовки от печи до оборудования

На верхней торцевой поверхности слитка среднее значение температуры по окончании процесса осадки составляет  $\sim 614^\circ\text{C}$ , а на нижнем торце —  $\sim 690^\circ\text{C}$ . На поверхности цапфы температура меняется от  $690^\circ\text{C}$  до  $614^\circ\text{C}$ , а на ее нижнем торце равняется  $\sim 538^\circ\text{C}$ . На острых ребрах заготовки температура достигает значения  $\sim 886^\circ\text{C}$ , но эти области охлаждаются быстрее, чем остальная ее часть. Из рисунка 6а видно, что понижение температуры не проникает в центральную область слитка более чем на  $\sim 30$  мм.

Процесс свободной осадки требует больших энергосиловых затрат. Пресс, осуществляющий деформирование, выбирается в зависимости от необходимых для выполнения конкретной технологической операции усилия и мощности. В результате проведенного моделирования требуемое усилие получилось равным 273 МН, что примерно на 3% превосходит величину усилия, вычисленного без учета охлаждения массивного слитка на воздухе во время его переноса (см. [1]). Вследствие понижения температуры к моменту началаковки пресс должен обеспечить большее усилие.



**Рис. 7.** Зависимость усилия деформирования  $F_z$  от перемещения  $u_z$  верхней плиты, движущейся со скоростью 100 мм/с без учета (кривая 1) и с учетом (2) охлаждения слитка при транспортировке

График изменения усилия для осуществления средней осевой деформации в процессе осадки на величину  $\sim 32,5\%$  в зависимости от перемещения верхней плиты представлен на рисунке 7. Кривая имеет монотонно возрастающий характер. Как видно, расчетное значение усилия, необходимого для осуществления процесса осадки крупного слитка до средней осевой деформации 32,5%, довольно высокое. Такое усилие (от 50 МН до 750 МН) при обработке давлением крупногабаритных заготовок (массой свыше 350 кг) способны развивать, например, мощные гидравлические прессы — штамповочные (в том числе современные изостатические прессы для горячего прессования до 400 МН), а современный ковочный пресс может развивать мощность только до 185 МН [15, 16]. Уменьшить нагрузку до величины, при которой рассматриваемый технологический процесс осуществим на гидравлических прессах меньшей мощности, возможно с помощью нагрева слитка в печи до более высокой ковочной

температуры 1150–1200°C [17]. Кроме того, необходимо учесть, что поверхность заготовки быстро остывает, примерно на  $50^\circ\text{C}$  за 45 с при температуре окружающей среды  $20^\circ\text{C}$ . Поэтому доставка слитка от печи до оборудования дляковки металла должна быть максимально оперативной.

#### 4. Результаты моделирования изменения микроструктуры никелевого сплава Waspaloy в процессе динамической рекристаллизации

В настоящее время существует множество математических моделей и различных их модификаций, позволяющих прогнозировать изменение структуры поликристаллических тел в процессе рекристаллизации. В основу этих моделей положены или метод Монте-Карло [18], или фазового поля [19], или клеточных автоматов [20, 21]. В работах [22, 23] для описания микроструктуры поликристалла рассматриваются модели, оперирующие плотностью дислокаций.

В настоящей работе для изучения структурообразования в никелевом сплаве при его осадке используется феноменологическая модель Джонсона–Мела–Аврами–Колмогорова (ЖМАК) [24–27], модификация которой реализована в программном комплексе Deform-2D/3D. Анализ публикаций, в которых рассматриваются модели, построенные на основе уравнений Колмогорова и Аврами, показывает хорошее совпадение результатов численного и физического экспериментов. Модель ЖМАК предполагает, что зародыши новых зерен появляются в некотором объеме случайным образом и затем растут, замещая

другие зерна. Соотношения модели ЖМАК позволяют вычислять средний размер зерен и долю рекристаллизованного объема в зависимости от деформации и температуры. Модель ЖМАК уже в течение многих лет находит применение в аэрокосмической промышленности для предсказания размера зерна в жаропрочных сплавах. Поэтому для описания эволюции микроструктуры здесь используется именно эта модель как наиболее эффективная.

Процесс динамической рекристаллизации происходит во время деформирования при интенсивности деформации, превышающей критическое значение  $\bar{\varepsilon}_c$ , которое определяется следующим соотношением:

$$\bar{\varepsilon}_c = a_0 \bar{\varepsilon}_p. \quad (12)$$

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 достигает на диаграмме одноосного деформирования « $\sigma - \varepsilon$ » максимального значения;  $d_0$  — начальный размер зерна, мкм;  $\dot{\varepsilon}$  — интенсивность деформации скорости,  $\text{с}^{-1}$ ;  $T$  — температура материала по абсолютной шкале, К;  $R = 8,31$  Дж/(моль·К) — универсальная газовая постоянная.

Размер динамически рекристаллизованных зерен  $d_{drex}$  и их объемная доля  $X_{drex}$  определяются выражениями [8, 28–30]:

$$d_{drex} = a_3 d_0^{h_3} \bar{\varepsilon}^{n_3} \exp(Q_3/RT) + c_3 \quad (\text{если } d_{drex} \geq d_0, \text{ тогда } d_{drex} = d_0), \quad (13)$$

$$X_{drex} = 1 - \exp\left[-\beta_d \left(\frac{\bar{\varepsilon} - \bar{\varepsilon}_c}{\bar{\varepsilon}_{0,5}}\right)^{k_d}\right], \quad \bar{\varepsilon} \geq \bar{\varepsilon}_c, \quad (14)$$

где  $\bar{\varepsilon}$  — интенсивность деформации и зависящие от температуры коэффициент роста  $\beta_d$  и экспоненциальный коэффициент образования зародышей  $k_d$ . Средний размер динамически рекристаллизованных зерен обуславливается исходной микроструктурой материала ( $d_0$ ) и режимом деформирования ( $\bar{\varepsilon}$ ). Интенсивность деформации  $\bar{\varepsilon}_{0,5}$  при 50%-ной рекристаллизации рассчитывается по формуле:

$$\bar{\varepsilon}_{0,5} = a_2 d_0^{h_2} \bar{\varepsilon}^{n_2} \dot{\varepsilon}^{m_2} \exp(Q_2/RT) + c_2. \quad (15)$$

Окончательный средний размер зерен  $d_{averg}$  определяется из выражения:

$$d_{averg} = X_{drex} d_{drex} + (1 - X_{drex}) d_0. \quad (16)$$

В соотношениях (12)–(15)  $Q_{1-3}$  — энергии активации, кДж/моль;  $a_{0+3}$ ,  $n_{1+3}$ ,  $m_{1+3}$ ,  $c_{1+3}$ ,  $h_{1+3}$  — коэффициенты, характеризующие свойства материала при заданных условиях деформирования. Значения этих коэффициентов определяются на основе металлографических исследований и физических экспериментов на сжатие образцов цилиндрической формы при разных условиях деформирования (более подробно их нахождение описывается в работе [1]). Для некоторых материалов эти коэффициенты приводятся в научной литературе. Для никелевого же сплава Waspaloy их значения в выражениях ЖМАК (12)–(15) взяты из стандартной базы данных программного продукта DEFORM-2D/3D и приведены в статье [1]. Начальный размер зерен принимается равным 25 мкм.

## 5. Результаты компьютерного моделирования процесса динамической рекристаллизации в сплаве Waspaloy при горячей деформации

Осадка образца из сплава Waspaloy с охлажденной приповерхностной областью перемещающимся со скоростью 100 мм/с верхним штампом приводит к возникновению неоднородного деформированного и температурного состояния в образце. Это, в свою очередь, вызывает образование неоднородной структуры материала (см. Рис. 8а): в ней присутствуют зоны с частичной рекристаллизацией (II, III) и зона, где рекристаллизация почти не происходит (I). Расчетные значения доли объема материала, испытавшего динамическую рекристаллизацию, после завершения процесса свободной осадки составляют ~0,0006 в точке 1, которая принадлежит зоне I, ~0,769 в точке 2, находящейся в области интенсивной пластической деформации, и ~0,365 в точке 3 из зоны III (см. Рис. 8а). Среднее значение объемной доли динамически рекристаллизовавшейся части материала равняется примерно 0,327, то есть только небольшая часть материала вовлекается в этот процесс.

На рисунке 8б приведены графики изменения размера динамически рекристаллизованных зерен в зависимости от перемещения верхней плиты  $u_z$  для трех выбранных точек. Так, в конце процесса свободной осадки расчетные значения  $d_{drex}$ , определенные по формуле (13), следующие: 2,24 мкм — в окрестности точки 1, 10,3 мкм — в окрестности точки 2, 10,6 мкм — в окрестности точки 3. Из рисунка 8 видно, что в зоне интенсивной пластической деформации динамически рекристаллизованные зерна имеют меньший размер, чем в зоне III. Это объясняется тем, что в зоне II выше плотность образовавшихся во время горячей деформации зародышей рекристаллизации и они мешают друг другу расти дальше. При осадке зона I находится вблизи верхней плиты и характеризуется затрудненной деформацией. Поэтому в окрестности точки 1 оказывается самое малоразмерное динамически рекристаллизованное зерно. Расчетное значение температуры в точке 1 без учета этапа переноса слитка по воздуху выше, чем с учетом процесса охлаждения, и составляет  $\sim 1010^\circ\text{C}$ . Поэтому кривая  $d_{drex}$  в окрестности этой точки лежит выше (см. Рис. 8б, кривая 4). Для зон II и III размеры динамически рекристаллизованных зерен вблизи точек 2 и 3 в конце процесса осадки практически одинаковые.

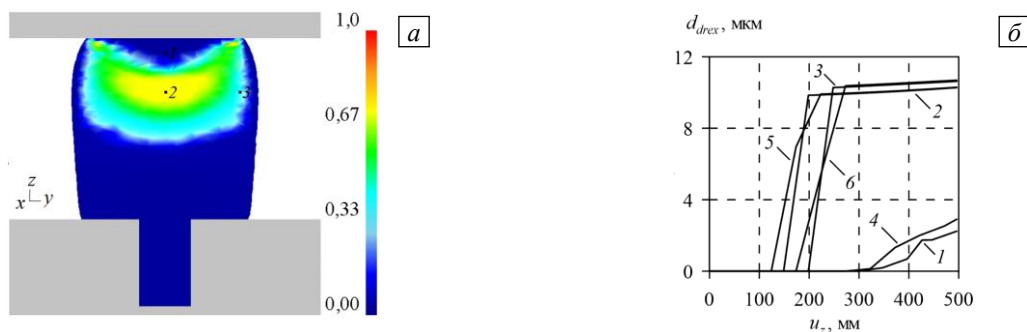


Рис. 8. Доля зерен  $X_{drex}$  в осевом сечении слитка в конце процесса осадки, испытавших динамическую рекристаллизацию (а) и изменение размера этих зерен в зависимости от  $u_z$  с учетом (кривые 1–3) и без учета (4–6) охлаждения слитка на воздухе (б)

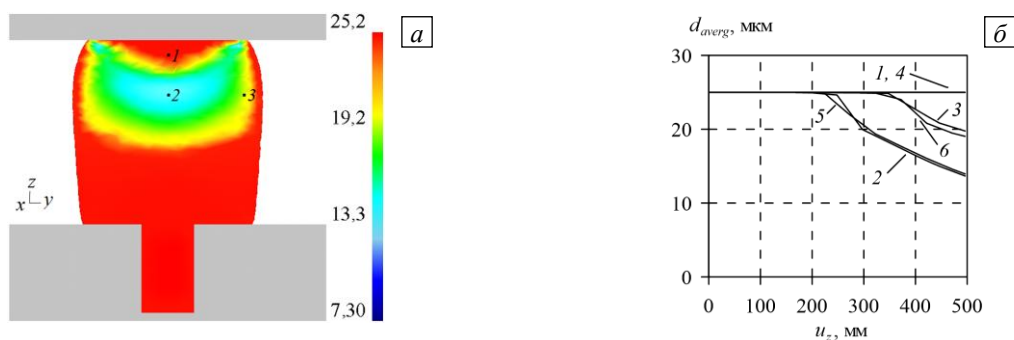


Рис. 9. Распределение среднего размера зерна  $d_{averг}$ , мкм в вертикальном сечении слитка (а) и его зависимости от перемещения верхнего бойка в характерных точках с учетом (кривые 1–3) и без учета (4–6) охлаждения заготовки на воздухе (б)

На рисунке 9 показано распределение среднего размера зерна и приведены кривые изменения окончательного среднего размера в зависимости от величины перемещения  $u_z$  в трех отмеченных точках с учетом и без учета охлаждения слитка при его переносе по воздуху. Видно, что в окрестности точки 1 средний размер зерен после завершения процесса деформирования не меняется и составляет 25 мкм. В окрестности точки 2 средний размер зерна становится почти в 2 раза меньше относительно исходного состояния: 13,7 мкм по сравнению с начальным размером 25 мкм. Это примерно на 0,2 мкм меньше, чем без учета охлаждения заготовки при ее переносе от печи до пресса. В окрестности точки 3 средний размер зерна меняется незначительно и равняется 19,8 мкм, что больше примерно на 0,8 мкм, чем в случае, если охлаждение заготовки не учитывается. Наибольшее измельчение испытывают зерна (см. Рис. 9б, кривая 2), подвергнутые наибольшей деформации (см. Рис. 5б, зона II). Это центральная зона образца, где процесс динамической рекристаллизации протекает более интенсивно, чем на периферии (в зоне III). Причем предварительное охлаждение слитка вследствие его транспортировки по воздуху интенсифицирует этот процесс. Вместе с тем примерно 67,3% всех зерен сохраняют свой средний размер после деформации, что на  $\sim 9,39\%$  больше, чем для процесса, в котором не учитывается охлаждение массивного слитка на воздухе при его переносе от печи до деформирующего пресса.

## 6. Заключение

Выполненный температурный анализ процесса доставки слитка жаропрочного никелевого сплава Waspalloy от печи до деформирующего оборудования и полный деформационный и температурный анализ

процесса осадки слитка показали возможность использования модели Джонсона–Мела–Аврами–Колмогорова, реализованной в программном продукте Deform-2D/3D, и описания с ее помощью изменения микроструктуры исследуемого сплава при динамической рекристаллизации. При скорости перемещения верхнего штампа 100 мм/с средний размер зерна в зоне интенсивной пластической деформации (в зоне II) уменьшается почти в два раза по сравнению с начальным размером 25 мкм и составляет 13,7 мкм. На периферийной части заготовки (зоны I и III), где деформация практически отсутствует или мала, зерна испытывают наименьшее дробление. Среднее значение доли динамически рекристаллизовавшегося объема материала примерно 0,327.

Учет охлаждения слитка на воздухе при его транспортировке в течение 45 с от печи до деформирующего оборудования приводит к изменению температурного поля в узкой приповерхностной области примерно на 47°C. Вследствие этого требуемое от пресса усилие возрастает на ~3%, а доля нерекристаллизованной части материала увеличивается на 9,39% по сравнению с процессом, где охлаждение не учитывается. Понижение температуры к моменту началаковки слитка приводит к увеличению среднего размера зерна в зонах затрудненной деформации (в зоне I — незначительно, в зоне II — на ~0,8 мкм), а в центральной части слитка — к уменьшению на ~0,2 мкм.

## Литература

1. Роговой А.А., Салихова Н.К. Численное исследование эволюции микроструктуры никелевого сплава в процессе горячей пластической обработки // Вычисл. мех. сплош. сред. 2019. Т. 12, № 3. С. 271-280. <https://doi.org/10.7242/1999-6691/2019.12.3.23>
2. Горелик С.С., Добаткин С.В., Капуткина Л.М. Рекристаллизация металлов и сплавов. М.: МИСИС, 2005. 432 с.
3. Рекристаллизация металлических материалов / Под ред. Ф. Хесснера. М.: Металлургия, 1982. 352 с.
4. Бернштейн М.Л. Структура деформированных металлов. М.: Металлургия, 1977. 432 с.
5. Громов Н.П. Теория обработки металлов давлением. М.: Металлургия, 1978. 360 с.
6. Охрименко Я.М., Тюрин В.А. Теория процессовковки. М.: Высшая школа, 1977. 295 с.
7. Ковка и штамповка: Справочник / Под ред. Е.И. Семенова. М.: Машиностроение, 1985. Т. 1. Материалы и нагрев. Оборудование. Ковка. 568 с.
8. DEFORM™ 3D Version 6.1 (sp2). User's Manual. Scientific Forming Technologies Corporation, 2008. 415 p.
9. Практическое руководство к программному комплексу DEFORM-3D. Екатеринбург: УрФУ, 2010. 266 с.
10. Самарский А.А., Вабищевич П.Н. Вычислительная теплопередача. М: Едиториал УРСС, 2003. 784 с.
11. Kobayashi S., Oh S., Altan T. Metal forming and the finite element method. Oxford University Press, 1989. 377 p.
12. Прикладная теория пластичности / Под ред. К.М. Иванова. СПб.: Политехника, 2011. 375 с.
13. Теория пластических деформаций металлов / Под ред. Е.П. Унксова, А.Г. Овчинникова. М.: Машиностроение, 1983. 598 с.
14. Исаченко В.П., Осипов В.А., Сукомел А.С. Теплопередача. М.: Энергоиздат, 1981. 416 с.
15. Легкие и жаропрочные сплавы и их обработка / Под ред. Н.М. Жаворонкова. М.: Наука, 1986. 304 с.
16. <https://www.wepuko.de/ru/gidravlicheskie-kovochnye-pressy/produkcija/pressy-svobodnoi-kovki/> (дата обращения 01.06.2021).
17. Ковка и объемная штамповка стали. Справочник / Под ред. М.В. Сторожева. М.: Машиностроение, 1968. Т. 2. 448 с.
18. 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)
19. 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>
20. An D., Pan S., Huang L., Dai T., Krakauer B., Zhu M. Modeling of ferrite-austenite phase transformation using a cellular automata model // ISIJ Int. 2014. Vol. 54. P. 422-429. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.54.422>
21. Raabe D. Cellular automata in materials science with particular reference to recrystallization simulation // Annu. Rev. Mater. Res. 2002. Vol. 32. P. 53-76. <https://doi.org/10.1146/annurev.matsci.32.090601.152855>
22. Bergstrom Y. A dislocation model for the stress-strain behaviour of polycrystalline  $\alpha$ -Fe with special emphasis on the variation of the densities of mobile and immobile dislocations // Mater. Sci. Eng. 1970. Vol. 5. P. 193-200. [https://doi.org/10.1016/0025-5416\(70\)90081-9](https://doi.org/10.1016/0025-5416(70)90081-9)
23. Лопатин Н.В., Горбушина С.Н., Дьяконов Г.С., Кудрявцев Е.А., Выдумкина С.В. Моделирование структурообразования в титановом сплаве ВТ6 при изотермической ковке в программном комплексе Deform // Компьютерные исследования и моделирование. 2014. Т. 6, № 6. С. 975-982. <https://doi.org/10.20537/2076-7633-2014-6-6-975-982>
24. 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>
25. 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>
26. 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>
27. 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.
28. Алимов А.И., Воронежский Е.В. Математическое моделирование эволюции микроструктуры поковки в процессе термомеханической обработки // Наука и образование. 2011. № 8. 15 с.

29. Sellars C.M., McTegart W.J. On the mechanism of hot deformation // *Acta Metall.* 1966. Vol. 14. P. 1136-1138. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(66\)90207-0](https://doi.org/10.1016/0001-6160(66)90207-0)
30. Sellars C.M. The kinetics of softening process during hot working of austenite // *Czech. J. Phys.* 1985. Vol. 35. P. 239-248. <https://doi.org/10.1007/BF01605090>

## References

- Rogovoy A.A., Salikhova N.K. Numerical investigation of the evolution of microstructure of nickel-based alloys during plastic working. *Vychis. mekh. splosh. sred – Computational continuum mechanics*, 2019, vol. 12, no. 3, pp. 271-280. <https://doi.org/10.7242/1999-6691/2019.12.3.23>
- Gorelik S.S., Dobatkin S.V., Kaputkina L.M. *Rekristallizatsiya metallov i splavov* [Recrystallization of metals and alloys]. Moscow, MISIS, 2005. 432 p.
- Hässner F. (ed.) *Recrystallization of metallic materials*. Dr. Riederer Verlag, 1978. 293 p.
- Bernshteyn M.L. *Struktura deformirovannykh metallov* [The structure of deformed metals]. Moscow, Metallurgiya, 1977. 432 p.
- Gromov N.P. *Teoriya obrabotki metallov davleniyem* [Theory of metal forming.]. Moscow, Metallurgiya, 1978. 360 p.
- Okhrimenko Ya.M., Tyurin V.A. *Teoriya protsessov kovki* [Theory of forging processes]. Moscow, Vysshaya shkola, 1977. 295 p.
- Semenov E.I. (ed.) *Kovka i shtampovka: Spravochnik. T. 1. Materialy i nagrev. Oborudovaniye. Kovka* [Forging and Stamping: A handbook. Vol. 1. Materials and heating. Equipment. Forging]. Moscow, Mashinostroyeniye, 1985. 568 p.
- DEFORM<sup>TM</sup> 3D Version 6.1 (sp2). *User's Manual*. Scientific Forming Technologies Corporation, 2008. 415 p.
- Prakticheskoye rukovodstvo k programmnomu kompleksu DEFORM-3D* [A practical guide to the DEFORM-3D software package]. Ekaterinburg: UrFU, 2010. 266 p.
- Samarskiy A.A., Vabishchevich P.N. *Vychislitel'naya teploperedacha* [Computational heat transfer]. Moscow, Editorial URSS, 2003. 784 p.
- Kobayashi S., Oh S., Altan T. *Metal forming and the finite element method*. Oxford University Press, 1989. 377 p.
- Ivanov K.M. (ed.) *Prikladnaya teoriya plastichnosti* [Applied theory of plasticity]. St. Petersburg, Politekhnik, 2011. 375 p.
- Unkov E.P., Ovchinnikov A.G. (ed.) *Teoriya plasticheskikh deformatsiy metallov* [Theory of plastic deformations of metals]. Moscow, Mashinostroyeniye, 1983. 598 p.
- Isachenko V.P., Osipov V.A., Sukomel A.S. *Teploperedacha* [Heat transfer]. Moscow, Energoizdat, 1981. 416 p.
- Zhavoronkov N.M. (ed.) *Legkiye i zharoprotivnyye splavy i ikh obrabotka* [Light and heat-resistant alloys and their processing]. Moscow, Nauka, 1986. 304 p.
- <https://www.wepuko.de/ru/gidravlicheskie-kovochnye-pressy/produkcija/pressy-svobodnoi-kovki/> (accessed 1 June 2021).
- Storozhev M.V. (ed.) *Kovka i ob'yemnaya shtampovka stali. Spravochnik. T. 2.* [Forging and die forging of steel. A handbook. Vol. 2]. Moscow, Mashinostroyeniye, 1968. 448 p.
- Srolowitz 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)
- 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>
- 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>
- Raabe D. Cellular automata in materials science with particular reference to recrystallization simulation. *Annu. Rev. Mater. Res.*, 2002, vol. 32, pp. 53-76. <https://doi.org/10.1146/annurev.matsci.32.090601.152855>
- Bergstrom Y. A dislocation model for the stress-strain behaviour of polycrystalline  $\alpha$ -Fe with special emphasis on the variation of the densities of mobile and immobile dislocations. *Mater. Sci. Eng.*, 1970, vol. 5, pp. 193-200. [https://doi.org/10.1016/0025-5416\(70\)90081-9](https://doi.org/10.1016/0025-5416(70)90081-9)
- Lopatin N.V., Gorbushina S.N., Dyakonov G.S., Kydriavchev E.A., Vidumkina S.V. Simulation of microstructure evolutions of vt6 alloy during isothermal forging using Deform software. *Komp'yuternyye issledovaniya i modelirovaniye – Computer Research and Modeling*, 2014, vol. 6, no. 6, pp. 975-982. <https://doi.org/10.20537/2076-7633-2014-6-6-975-982>
- 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>
- 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>
- 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>
- 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.
- Alimov A.I., Voronezhskiy E.V. *Matematicheskoye modelirovaniye evolyutsii mikrostrukturny 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.
- Sellars C.M., McTegart W.J. On the mechanism of hot deformation. *Acta Metall.*, 1966, vol. 14, pp. 1136-1138. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(66\)90207-0](https://doi.org/10.1016/0001-6160(66)90207-0)
- Sellars C.M. The kinetics of softening process during hot working of austenite. *Czech. J. Phys.*, 1985, vol. 35, pp. 239-248. <https://doi.org/10.1007/BF01605090>

Поступила в редакцию 24.04.2021; после доработки 13.05.2021; принята к опубликованию 14.05.2021

### 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