

ISSN 1561-8358 (print)

ISSN 2524-244X (online)

УДК 621.77

<https://doi.org/10.29235/1561-8358-2020-65-4-433-444>

Поступила в редакцию 30.04.2019

Received 30.04.2019

Г. В. Кожевникова, А. А. Абрамов, К. А. Климов*Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси, Минск, Беларусь***ПРОГНОЗИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛА
В ПРОЦЕССАХ ПОПЕРЕЧНО-КЛИНОВОЙ ПРОКАТКИ**

Аннотация. Рассмотрен метод компьютерного прогнозирования размеров зерен металла, их разориентации, границ зерен и плотности дислокаций в зависимости от режимов поперечно-клиновой прокатки. Выявлены закономерности формирования параметров структуры металла в зависимости от напряженного состояния методами компьютерного моделирования. Напряженное состояние описано двумя параметрами: средним напряжением и параметром третьего инварианта девиатора напряжений. Впервые установлено влияние напряженного состояния в очаге деформации на параметры структуры металла. Новый метод позволяет повысить качество изделий путем компьютерной оптимизации режимов прокатки. Приведены результаты определения структуры металла и параметров напряженно-деформированного состояния в очаге деформации при горячей прокатке вала водяного насоса из стали 45. Проведена верификация и анализ данных виртуальных экспериментов по формированию структуры конструкционных сталей в процессах поперечно-клиновой прокатки. Для анализа выходных данных моделирования использованы параметры прогнозирования расчета границ зерен, размера зерен. Созданная компьютерная модель прогнозирования характеристик структур металла в зависимости от режимов пластической деформации обеспечивает при минимальных затратах и без проведения натурных экспериментов нахождение оптимальных термодинамических и напряженно-деформированных режимов пластического течения металла, гарантирующих наивысшие эксплуатационные свойства получаемых изделий.

Ключевые слова: пластическое деформирование, структура металла, напряженно-деформированное состояние, пластичность

Для цитирования: Кожевникова, Г. В. Прогнозирование структуры металла в процессах поперечно-клиновой прокатки / Г. В. Кожевникова, А. А. Абрамов, К. А. Климов // Вест. Нац. акад. наук Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. – 2020. – Т. 65, №4. – С. 433–444. <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2020-65-4-433-444>

Grazhina V. Kozhevnikova, Andrei A. Abramov, Kirill A. Klimov*Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus***METAL STRUCTURE PREDICTION IN CROSS-WEDGE ROLLING PROCESSES**

Abstract. A method of computer prediction of the size of metal grains, their disorientation, grain boundaries and dislocation density, depending on the modes of cross-wedge rolling, is considered. The regularities of the formation of the parameters of the metal structure depending on the stress state are revealed by methods of computer simulation. The stress state is described by two parameters: the average stress and the parameter of the third invariant of the stress deviator. The effect of the stress state in the deformation zone on the metal structure parameters was determined for the first time. The new method allows improvement of the quality of products by computer optimization of rolling modes. The results of determining the metal structure and parameters of the stress-strain state in the deformation zone during hot rolling of the water pump shaft of steel 45 are presented. The verification and analysis of the data of virtual experiments on the formation of the structure of structural steels in the processes of cross-wedge rolling are carried out. To analyze the output data of the simulation, the parameters for predicting the calculation of grain boundaries and grain size were used. The created computer model for predicting the characteristics of metal structures, depending on the modes of plastic deformation, provides, at minimal cost and without carrying out field experiments, finding the optimal thermodynamic and stress-strain modes of plastic flow of metal, which guarantee the highest operational properties of the products obtained.

Keywords: plastic straining, metal structure, stress-strain state, plasticity

For citation: Kozhevnikova G. V., Abramov A. A., Klimov K. A. Metal structure prediction in cross-wedge rolling processes. *Vestsi Natsyyanal'nai akademii navuk Belarusi. Seryya fizika-technichnykh navuk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series*, 2020, vol. 65, no. 4, pp. 433–444 (in Russian). <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2020-65-4-433-444>

Введение. Исследование вопросов обработки металлов давлением включает не только определение усилий деформирования, напряженно-деформированного состояния в очаге деформации, скоростей течения металла, упрочнения, изменений температуры, но и формирование структуры металла и зависящих от нее механических свойств изделий. Формирование структуры зависит от многих параметров процесса деформации, марки материала, его исходного состояния и других факторов.

Структура металла является основным фактором, определяющим прочностные и иные эксплуатационные свойства металлических изделий. Так, уменьшение размера зерна в значительной степени способствует повышению прочности металла, его вязкости, пластичности и снижению склонности к хрупкому разрушению [1–3]. Дислокации наряду с влиянием на пластичность и прочность металла воздействуют на его физические свойства: электросопротивление, скорость диффузии и химическую стойкость [4].

Зерна металла состоят из отдельных субзерен, образующих субструктуру. Субзерна разориентированы относительно друг друга на незначительную величину: от долей до единиц градусов. Углы разориентации субзерен распределены по закону нормального распределения Гаусса. Деформация металла, как правило, сопровождается ростом количества дислокаций. Согласно [5] плотность дислокаций $U_{\text{суб}}$ в субзерне определяется как

$$U_{\text{суб}} = \frac{\delta_{\text{ср}}}{b \cdot D}, \quad (1)$$

где $\delta_{\text{ср}}$ – средний угол разориентации субзерен, b – вектор Бюргерса, D – размер субзерна.

С учетом распределения углов разориентации субзерен по закону Гаусса выражение (1) может быть преобразовано следующим образом:

$$U_{\text{суб}} = \frac{\delta_{\text{max}}}{3 \cdot b \cdot D_{\text{ср}}}, \quad (2)$$

где δ_{max} – максимальный диапазон значений разориентации субзерен, $D_{\text{ср}}$ – средний размер субзерна.

Под плотностью дислокаций принято понимать суммарную длину всех линий дислокаций в см в единице объема 1 см^3 , то есть $\text{см}/\text{см}^3$ или см^{-2} . В отожженном металле плотность дислокаций невысокая – порядка 10^7 – $10^8 \text{ см}/\text{см}^3$, в сильнодеформированном – 10^{11} – $10^{12} \text{ см}/\text{см}^3$, то есть до 10^7 км (приблизительно десятая часть расстояния от Земли до Солнца).

В качестве размера зерна ГОСТ 5639–82 определяет средний диаметр зерна стали d_m , мкм, в его поперечном сечении

$$d_m = \frac{1}{\sqrt{m}}, \quad (3)$$

где m – количество зерен на площади 1 мм^2 шлифа.

В сплавах, состоящих из нескольких фаз, средний диаметр зерна – это размер зерна матрицы.

Известно, что в чистом железе увеличение числа зерен в 30 раз и, соответственно, уменьшение их размера увеличивает предел прочности от 237 до 294 МПа (на 24 %) и пластичность (относительное удлинение) – от 35,3 до 47,5 % (на 35 %). Таким образом, уменьшением размера зерна в металле достигается улучшение его механических свойств.

В исследуемом образце металла зерна различаются по размерам, поэтому принято представлять итоговую информацию о них в виде гистограммы, где по оси абсцисс откладывается узкий диапазон размера зерна, по оси ординат – количество зерен этого диапазона в исследуемом образце. Аналогичным образом принято представлять информацию по разориентации зерен металла: по оси абсцисс откладывается узкий диапазон угла разориентации в градусах, по оси ординат – количество зерен с данным диапазоном разориентации в исследуемом образце.

Как правило, размер разориентации субзерен составляет от долей до 5° . Размер разориентации зерен в свою очередь составляет десятки градусов. Исключение составляет наличие текстуры в металле после больших пластических деформаций, сопровождающихся значительной анизотропией его механических свойств, – в этом случае разориентация зерен составляет несколько градусов.

Современное развитие компьютерной техники позволяет моделировать формирование структуры металла при пластических деформациях при наличии математических моделей этого формирования. Задача разработки модели для проведения компьютерного моделирования процесса деформирования металла сводится к следующим этапам: созданию конечно-элементной модели инструмента и заготовки, выбору модели материала и заданию ее свойств, заданию граничных условий и параметров моделирования. Данные этапы являются основополагающими при создании компьютерной модели поперечно-клиновой прокатки [6]. Это связано с тем, что моделирование осуществляется на базе конечно-элементной сеточной модели исследуемого процесса, включающей набор элементов и узлов, аппроксимирующих исходную геометрию инструмента и заготовки. Модель материала определяет поведение заготовки в процессе деформации, позволяя корректно рассчитать ее напряженно-деформированное состояние. Граничные условия и параметры моделирования определяют технологические параметры прокатки, такие как скорость инструмента, трение между формообразующими поверхностями и заготовкой, начальную температуру и т. д.

Современные системы конечно-элементного анализа дают возможность точно предсказывать процесс формообразования поковки и формирование возможных дефектов течения металла, а также оценить микроструктуру поковки. Каждая из указанных возможностей может значительно повысить эффективность разработки технологии и избежать многих проблем, которые иногда возникают на этапах внедрения технологий, а также повысить качество продукции.

Компьютерное моделирование параметров микроструктуры материала при пластических деформациях в процессах обработки металлов давлением являются одним из перспективных направлений в настоящее время. Изучение деформационных процессов, происходящих в металле, невозможно без перехода на микроуровень, так как именно параметры структуры являются наиболее емкими при определении изменений в ходе процесса деформации [4].

Цель исследования заключалась в выявлении закономерностей формирования параметров структуры металла в зависимости от напряженного состояния методами компьютерного моделирования; разработке аппарата компьютерного прогнозирования характеристик микроструктуры конструкционных сталей: ориентации и размеров зерен, плотности дислокаций при горячей поперечно-клиновой прокатке.

Влияние пластической деформации на структуру металла. Увеличение горячей деформации металла сопровождается нелинейным уменьшением размеров зерен, увеличением их разориентации и плотности дислокаций. Аналогичный результат получается при холодной деформации с последующим рекристаллизационным отжигом. На рис. 1 показана зависимость размеров зерна анодной меди при ее деформации, начиная с состояния отливки [7].

Степень деформации δ определялась по формуле

$$\delta = \frac{(l_k - l_0) \cdot 100\%}{l_0}, \quad (4)$$

где l_0 – исходная длина образца, l_k – конечная длина образца.

В теории пластичности накопленную деформацию принято рассчитывать [8] согласно выражению

$$\Lambda = 2\sqrt{3} \ln \frac{d_0}{d_k}, \quad (5)$$

где d_0 – исходный диаметр образца, d_k – диаметр образца после деформации, Λ – степень деформации сдвига.

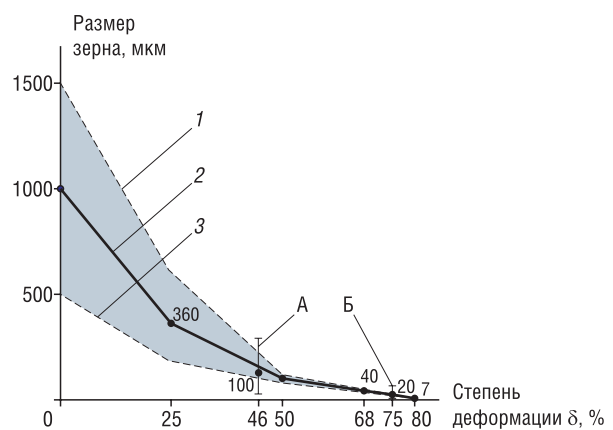


Рис. 1. Зависимость размеров зерна анодной меди от пластической деформации с последующим рекристаллизационным отжигом: 1 – максимальный размер зерна, 2 – преобладающий размер зерна, 3 – минимальный размер зерна, А – горячая деформация на 46 % без отжига, Б – горячая деформация на 75 % без отжига

Fig. 1. Dependence of sizes of grain of anode copper on plastic deformation with further recrystallization annealing: 1 – maximum grain size, 2 – the prevailing grain size, 3 – minimum grain size, А – hot deformation by 46 % without annealing, Б – hot deformation by 75 % without annealing

Зависимость размеров зерен анодной меди от накопленной деформации, рассчитанной по формуле (5), показана на рис. 2.

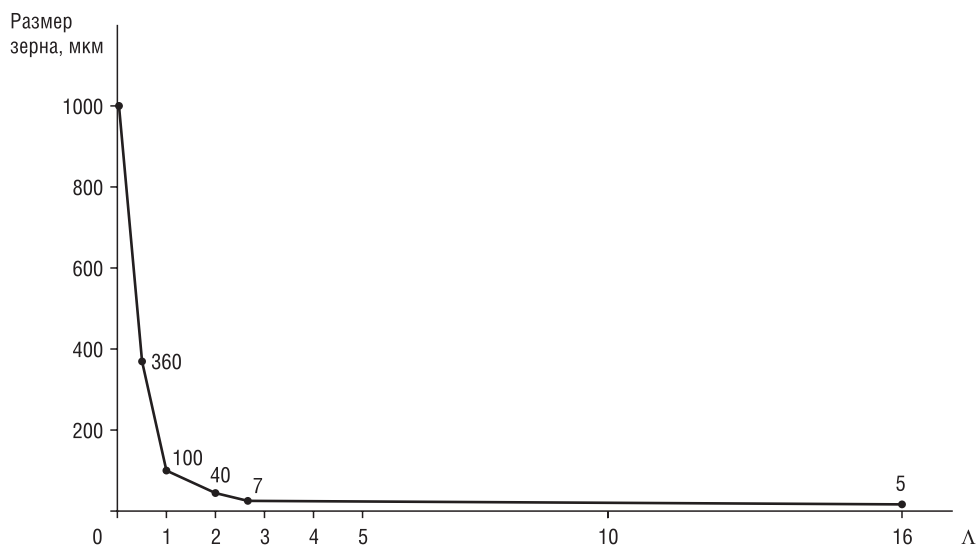


Рис. 2. Зависимость размеров зерен анодной меди от степени деформации сдвига Λ

Fig. 2. Dependence of sizes of grain of anode copper on degree of shear strain Λ

Наиболее интенсивно уменьшение размера зерна происходит в области от литого состояния до деформации приблизительно $\Lambda = 1$. При дальнейшем нарастании деформации уменьшение размеров зерна снижается. В этой второй области зависимость размеров зерна от накопленной деформации может аппроксимироваться выражением

$$d_m = A \cdot \Lambda^3 + B \cdot \Lambda^2 + C \cdot \Lambda + D, \text{ мкм.} \quad (6)$$

Для случая с анодной медью $A = 4,685$; $B = -86,000$; $C = 177,000$; $D = -0,00219$.

С накоплением деформации плотность дислокаций увеличивается, и эта зависимость аналогична зависимости размеров зерна от деформации: вначале наблюдается интенсивный рост плотности дислокаций, который затем замедляется с накоплением деформации.

Когда плотность дислокаций достигает величины $\rho = 10^{12} - 10^{13} \text{ см/см}^3$, в металле образуются микротрещины, которые увеличиваются в размере при дальнейшем накоплении деформации. Этим обстоятельством можно объяснить нелинейность падения пластических свойств металла по отношению к накопленным деформациям.

Рассмотрим изменение структуры металла на протяжении процесса деформации вплоть до разрушения. В исходном состоянии в металле присутствует определенное количество дислокаций, микротрещин и микропустот, а также неметаллических включений, которые служат концентраторами напряжений и, следовательно, повышенных деформаций [9].

С началом деформаций в металле нелинейно увеличивается (вначале более интенсивно) плотность дислокаций. При достижении ею величины $\rho = 10^{12} - 10^{13} \text{ см/см}^3$ к ранее имеющимся микротрещинам добавляются вновь зарождаемые под действием дислокаций. Это приводит к ускоренному падению пластических свойств металла. Если на этой стадии произвести отжиг металла, то плотность дислокаций снижается и пластические свойства металла восстанавливаются [5]. Далее начинается вторая стадия потери пластических свойств, которая характеризуется менее интенсивным ростом плотности дислокаций, но значительным увеличением количества и размеров микротрещин. Пластичность металла на этой стадии снижается по отношению к деформации более интенсивно, чем на первой стадии. На третьей, последней стадии потери пластических свойств микротрещины объединяются в макротрещины, которые окончательно разрушают металл. Эта стадия осуществляется при небольшом приросте деформации, то есть потеря пластических свойств на этом этапе максимальная.

Таким образом, на протяжении всех трех этапов потери пластических свойств плотность дислокаций возрастает (интенсивно в начале и менее интенсивно в дальнейшем). На второй стадии ускоренное падение пластических свойств в большей степени обеспечивает рост количества микротрещин и увеличение их размера. На третьей стадии интенсивное падение пластических свойств обеспечивает образование макротрещин и рост их размера. Отметим, что вследствие больших размеров макротрещин восстановление пластичности металла на третьей стадии деформации высокотемпературным отжигом невозможно [5]. Подведем итог: пластические свойства деформированного металла снижаются в начале процесса медленнее, чем в конце.

Если процесс деформирования металла осуществляется за несколько этапов с различными напряженно-деформированными состояниями, возникает необходимость определить потерю его пластических свойств на каждом этапе. Для этого введено безразмерное определение – повреждаемость металла Π , которая суммируется линейно на каждом из этапов. В начальном состоянии $\Pi = 0$, при разрушении $\Pi = 1$. Зависимость повреждаемости от накопленной деформации принято определять выражением

$$\Pi = \Lambda^{\rho}, \quad (7)$$

где ρ – показатель нелинейности (накопления повреждаемости).

Как показали наши исследования [7, 10, 11], показатель нелинейности ρ зависит не только от материала и напряженного состояния при пластическом течении металла, но и от размера накопленной деформации Λ . В итоге критерий разрушения на n -этапе деформирования может быть записан как

$$\sum_{i=1}^n \Pi_i \geq 1. \quad (8)$$

Актуальной задачей является оценка ресурса пластичности материала после процесса обработки давлением, то есть определения количества оставшихся пластических свойств металла до его разрушения. Данный показатель во многом определяет эксплуатационные свойства изделия из подвергнутого обработке материала [12]. Показателем оценки ресурса пластичности могут служить повреждаемость металла Π (7) и ресурс пластичности λ [10]:

$$\lambda = 1 - \frac{\Lambda}{\Lambda_{\text{пр}}}, \quad (9)$$

где $\Lambda_{\text{пр}}$ – предельная степень деформации сдвига, при которой происходит разрушение металла.

Показателем оценки ресурса пластичности также может служить плотность дислокаций металла U с учетом того, что она постоянно изменяется (возрастает) от начала деформации до момента разрушения и однозначно связана с накопленными деформациями.

Плотность металла также может быть использована в качестве показателя пластических свойств, так как она может с высокой точностью экспериментально определяться взвешиванием на воздухе и в жидкости и отражать количество и размеры как макро-, так и микротрещин.

Изучение влияния процесса пластической деформации на структуру металла позволяет разработать методику прогнозирования и оптимизации эксплуатационных качеств изделий, получаемых обработкой давлением.

Метод расчета параметров структуры материала при горячей поперечно-клиновой прокатке на базе цифровых технологий. Нами разработан метод расчета параметров структуры материала при горячей поперечно-клиновой прокатке на базе цифровых технологий. Он позволяет прогнозировать размеры зерен, их разориентацию, границы зерен и плотность дислокаций по всему объему конечного продукта.

В начале расчета методом конечных элементов определяется напряженно-деформированное состояние в любой момент времени прокатки и по всему объему деформированного изделия [7, 13]: тензоры, девиаторы и их инварианты напряжений и деформаций, скорости деформаций, температура материала с учетом выделения тепла в инструмент и окружающую среду. Исходной информацией для расчета служат свойства материала в области температур деформации, исходная структура металла, геометрия клинового инструмента и параметры процесса прокатки.

На базе полученной информации рассчитываются с использованием модели Джонсона–Мейла–Аврами–Колмогорова (ЖМАК-модель) [14] доли рекристаллизованного объема для статической и динамической рекристаллизации.

Поскольку статическая рекристаллизация происходит путем образования зародышей и их последующего роста, отношения между долями статически-рекристаллизованного объема X_S и временем t определяется соотношением

$$X_S = 1 - \exp(-B_S \cdot t^{K_S}), \quad (10)$$

где B_S – коэффициент роста, K_S – экспоненциальный коэффициент образования зародышей для статической рекристаллизации.

Динамическая рекристаллизация является сложным процессом из-за одновременной генерации дислокаций и их уничтожения путем рекристаллизации. Принято этот процесс определять соотношением

$$X_D = 1 - \exp(-B_D \cdot \varepsilon^{K_D}), \quad (11)$$

где X_D – доля динамически-рекристаллизованного объема материала, ε – деформация, B_D – коэффициент роста, K_D – экспоненциальный коэффициент образования зародышей для статической рекристаллизации.

Формула (11) справедлива при условии, что деформация превышает некоторое пороговое значение.

Плотность дислокаций в разработанном методе расчета параметров структуры материала определяется на основе известных положений:

1) плотность дислокаций U равна сумме длин дислокаций в 1 см материала, то есть суммируются длины дислокаций всех субзерен:

$$U = \sum U_{\text{суб}}; \quad (12)$$

2) так как плотность дислокаций при деформации материала не может уменьшаться, за любой промежуток времени отношение увеличения плотности дислокаций к увеличению накопленной деформации – величина положительная и уменьшается с ростом накопленной деформации:

$$\frac{dU_i}{d\Lambda_i} \geq \frac{dU_{i+1}}{d\Lambda_{i+1}}. \quad (13)$$

В разработанном авторами методе приняты следующие достаточно обоснованные допущения:

1) максимальный диапазон значений разориентации зерен материала δ_{max} пропорционален сумме максимальных диапазонов значений разориентации субзерен:

$$\delta_{\text{max}} = \delta_{\text{max.суб}} \cdot n \cdot m \cdot A, \quad (14)$$

где $\delta_{\text{max.суб}}$ – максимальный диапазон значений разориентации субзерен материала, n – среднее значение количества субзерен в зерне, m – среднее значение количества зерен в 1 см³, A – нормирующий множитель формулы (14);

2) вводится коэффициент соответствия плотности дислокаций и условной плотности дислокаций K

$$K = 3 b_{\text{ср}} \cdot B \cdot A \cdot \Lambda, \quad (15)$$

где $b_{\text{ср}}$ – среднее значение вектора Бюргерса, B – нормирующий множитель при определении среднего значения вектора Бюргерса;

3) вводится понятие условной плотности дислокаций $U_{\text{усл}}$

$$U_{\text{усл}} = 3 K \cdot U. \quad (16)$$

Условная плотность дислокаций $U_{\text{усл}}$ служит исключительно для оценки факта увеличения или уменьшения плотности дислокаций при изменении параметров процесса деформации материала и не используется для определения истинного размера плотности дислокаций.

Моделирование параметров структуры стали 45 при поперечно-клиновой прокатке на базе цифровых технологий. В качестве примера рассмотрен процесс поперечно-клиновой прокатки вала водяного насоса 245-1307052 из стали 45. Анализируется участок детали, который прокатывается с диаметра 28 мм при 1100 °С со скоростью 0,3 м/с и степенью обжатия 1,71 на клиновом инструменте с углом наклона боковой грани $\alpha = 30^\circ$ и углом заострения $\beta = 9^\circ$. Результаты расчета методом конечных элементов накопленных деформаций Λ в трех точках поперечного сечения образца: P1 в осевой области, P3 в поверхностных слоях, P2 посреди точек P1 и P3, – показаны на рис. 3.

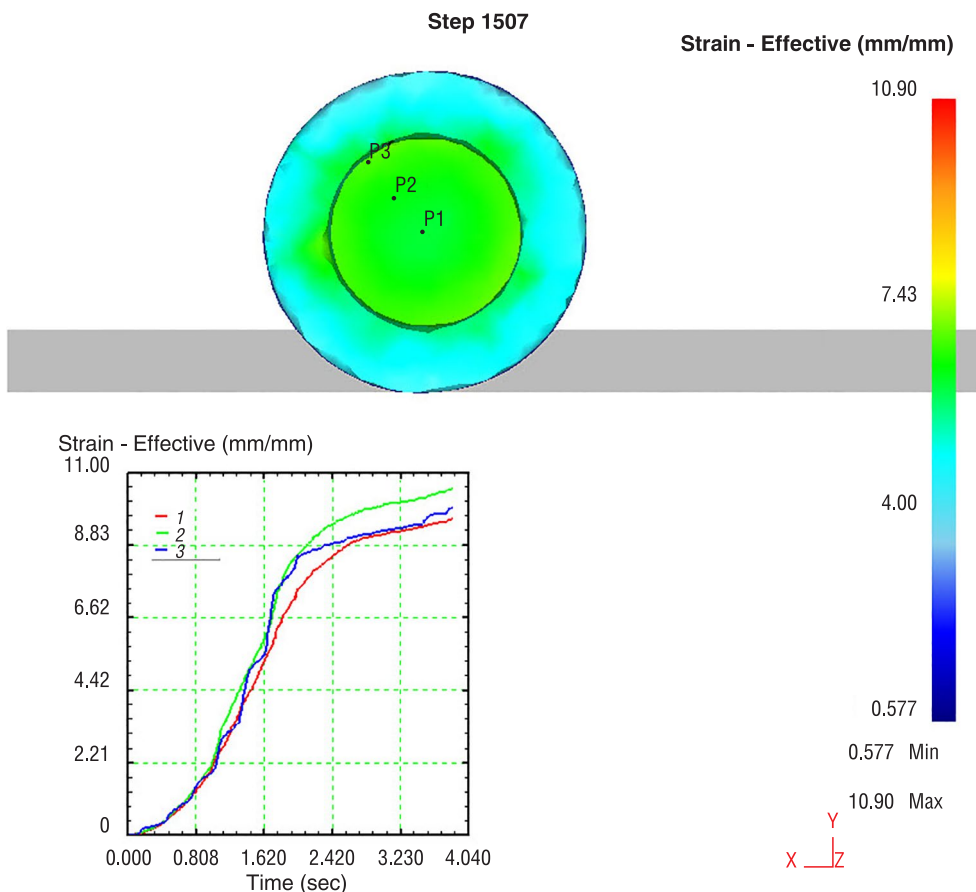


Рис. 3. Расположение точек P1, P2, P3 в сечении вала водяного насоса из стали 45 и значения накопленных деформаций Λ^* в точках P1, P2, P3, полученные программой прогнозирования структуры конструкционной стали 45 в процессе поперечно-клиновой прокатки

Fig. 3. The location of points P1, P2, P3 in the cross section of the water pump shaft of steel 45 and the accumulated deformation values Λ^* at points P1, P2, P3, obtained by the program for predicting the structure of steel 45 in the cross-wedge rolling process

Под накопленными деформациями понимаем степень деформации сдвига Λ^* при немонотонных разнонаправленных процессах:

$$\Lambda^* = \int_0^t H dt, \quad (17)$$

где H – интенсивность скоростей деформации сдвига, t – время.

Как видно из рис. 3, накопленные деформации в точках P1, P2, P3 за время прохождения ими очага деформаций приблизительно одинаковы.

Напряженное состояние в процессах пластического течения металла определено шестью компонентами тензора напряжений. В направлении главных осей тензора количество компонент снижается до трех: $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$. Таким образом, напряженное состояние минимально может быть описано

тремя значениями, два из которых независимы, третье связано с этими двумя условием пластичности. Авторами [7, 12] предложено описывать напряженное состояние двумя параметрами:

1) средним напряжением σ/K , где σ – среднее нормальное напряжение (третья часть первого инварианта тензора напряжений $1/3 J_1(D_\sigma)$), K – пластическая постоянная материала (положительное значение корня квадратного из второго инварианта девиатора напряжений $+\sqrt{J_2(D_\sigma)}$);

2) параметром третьего инварианта девиатора напряжений $\sqrt[3]{J_3(D_\sigma)}/K$, где $J_3(D_\sigma)$ – третий инвариант девиатора напряжений.

Рассчитанное методом конечных элементов напряженное состояние в точке в осевой области P1 и в точке в поверхностных слоях P3 за время прохождения ими очага деформации показано на рис. 4 и 5.

Среднее значение за время прохождения точкой P1 в осевой области очага деформации среднего напряжения σ/K равно 0,2428, параметра третьего инварианта девиатора напряжений $\sqrt[3]{J_3(D_\sigma)}/K$ составляет $-0,6764$. Среднее значение за время прохождения точкой P3 в поверхностных слоях очага деформации среднего напряжения σ/K равно $-0,5657$, параметра третьего инварианта девиатора напряжений $\sqrt[3]{J_3(D_\sigma)}/K$ составляет $-0,5050$.

Отметим, что среднее напряжение при переходе от точки в осевой области к точке в поверхностных слоях меняет знак: из растягивающего становится сжимающим. Параметр третьего инварианта девиатора напряжений при этом остается сжимающим, но несколько возрастает.

Рассчитанные по разработанной методике максимальные диапазоны значений разориентации зерен и размеры зерен в осевой области образца (точка P1) в начале и в конце прокатки показаны в виде гистограмм на рис. 6.

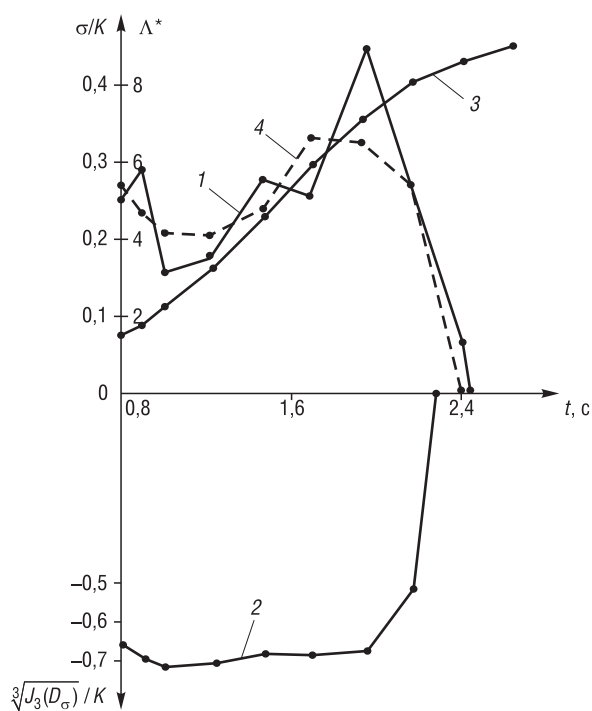


Рис. 4. Зависимости среднего напряжения σ/K , параметра третьего инварианта девиатора напряжений $\sqrt[3]{J_3(D_\sigma)}/K$ и накопленных деформаций Λ^* от времени t в точке P1 (сталь 45, температура прокатки 1100 °C): 1 – σ/K , 2 – $\sqrt[3]{J_3(D_\sigma)}/K$, 3 – Λ^* , 4 – $(\sigma/K)_{\text{ср}}$

Fig. 4. Dependences of the average stress σ/K , the parameter of the third invariant of the stress deviator $\sqrt[3]{J_3(D_\sigma)}/K$ and the accumulated deformations Λ^* on the time t in the point P1 (steel 45, rolling temperature 1100 °C): 1 – σ/K , 2 – $\sqrt[3]{J_3(D_\sigma)}/K$, 3 – Λ^* , 4 – $(\sigma/K)_{\text{ср}}$

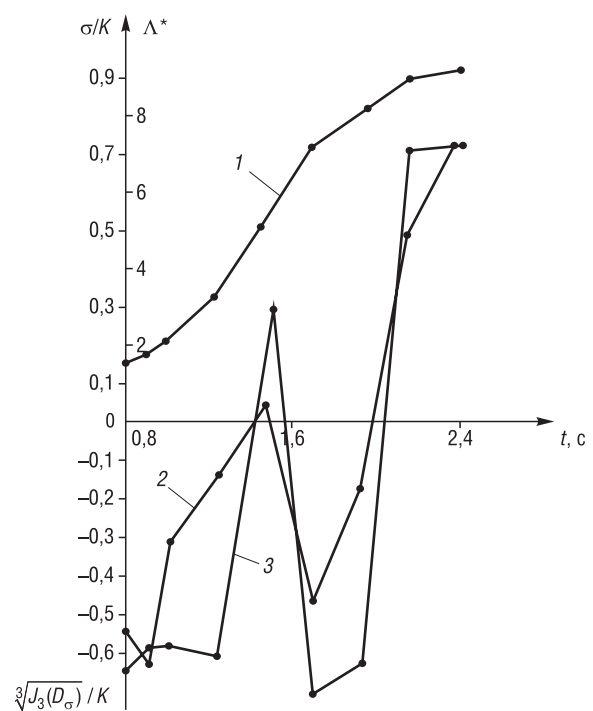


Рис. 5. Зависимости среднего напряжения σ/K , параметра третьего инварианта девиатора напряжений $\sqrt[3]{J_3(D_\sigma)}/K$ и накопленных деформаций Λ^* от времени t в точке P3 (сталь 45, температура прокатки 1100 °C): 1 – σ/K , 2 – $\sqrt[3]{J_3(D_\sigma)}/K$, 3 – Λ^* , 4 – $(\sigma/K)_{\text{ср}}$

Fig. 5. Dependences of the average stress σ/K , the parameter of the third invariant of the stress deviator $\sqrt[3]{J_3(D_\sigma)}/K$ and the accumulated deformations Λ^* on the time t in the point P3 (steel 45, rolling temperature 1100 °C): 1 – σ/K , 2 – $\sqrt[3]{J_3(D_\sigma)}/K$, 3 – Λ^* , 4 – $(\sigma/K)_{\text{ср}}$

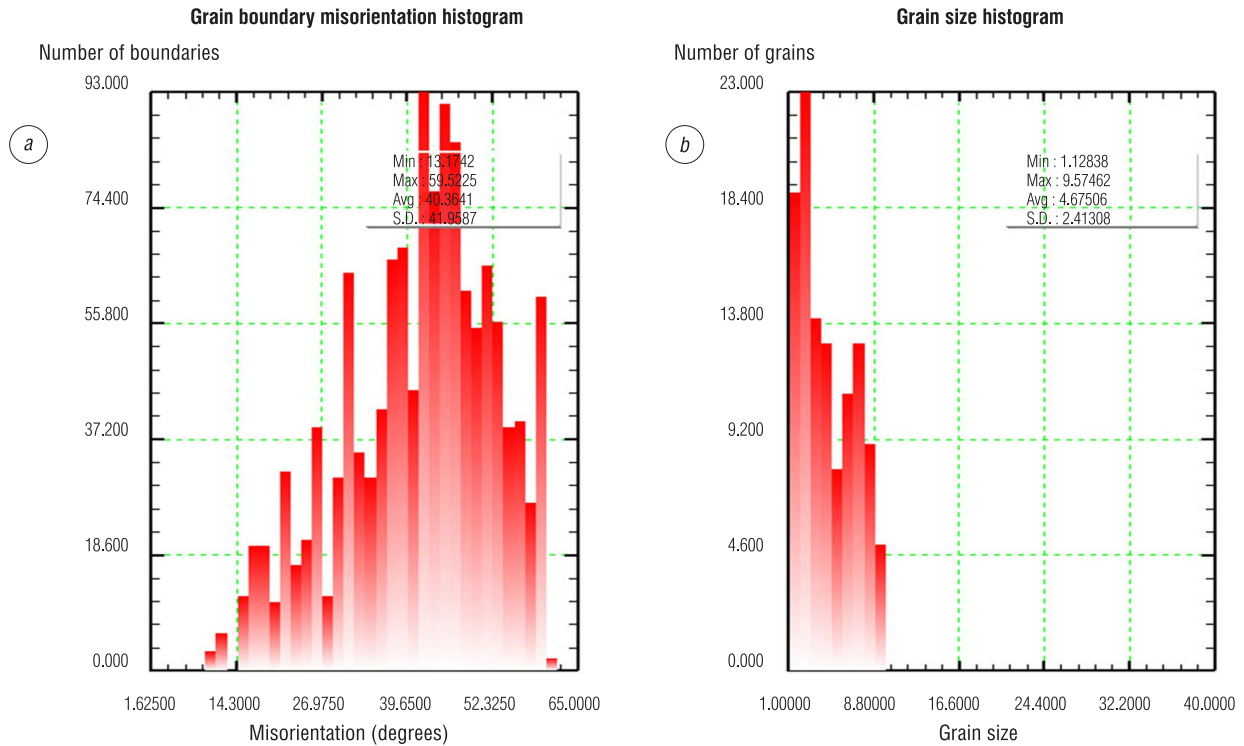


Рис. 6. Гистограммы разориентации (а) и размера зерен (b) в точке P1 в осевой области поковки вала водяного насоса из стали 45 в конце поперечно-клиновой прокатки

Fig. 6. Histograms of misorientation (a) and grain size (b) at point P1 in the axial region of the forging of the water pump shaft of steel 45 at the end of rolling

Результаты компьютерного моделирования границ зерен, плотности дислокаций и ориентации зерен в виде визуальных картинок (отсутствуют количественные значения) в осевой области вала водяного насоса показаны на рис. 7.

Результаты расчета параметров структуры металла, напряженно-деформированного состояния в начале и в конце прокатки в точках в осевой области и в поверхностных слоях детали приводятся в таблице.

Параметры структуры металла и напряженно-деформированного состояния
The metal structure and the stress-strain state parameters

$\frac{\Delta d_m}{\Lambda^*}$, мкм	Параметры		Λ^*	$(\sigma/K)_{cp}$	$(\sqrt[3]{J_3(D_\sigma)} / K)_{cp}$	δ_{max} , °	d_m , мкм	$U_{усл}$, °·мкм	$\frac{\Delta U_{усл}}{\Lambda^*}$, см/см ³
2,29	Точка P1 в осевой области	В начале прокатки	1,38	0,2428	-0,6764	46,74	25,11	1620	66,65
		В конце прокатки	8,91			53,08	4,68	2213	
2,11	Точка P3 в поверхностных слоях	В начале прокатки	1,42	-0,5657	-0,5050	42,12	25,12	1577	33,77
		В конце прокатки	9,06			34,53	6,02	1883	

Используя зависимости (2), (3), (12), (14), (15), (16) и с учетом того, что среднее значение вектора Бюргера во всех субзернах объема 1 см³ равно $\sum b/B \cdot n \cdot m$, где B – нормирующий множитель, а также что $D = d_m/n$, определим условную плотность дислокаций $U_{усл}$:

$$U_{усл} = \delta_{max} \cdot d_m \cdot \Lambda, \text{ мкм.} \tag{18}$$

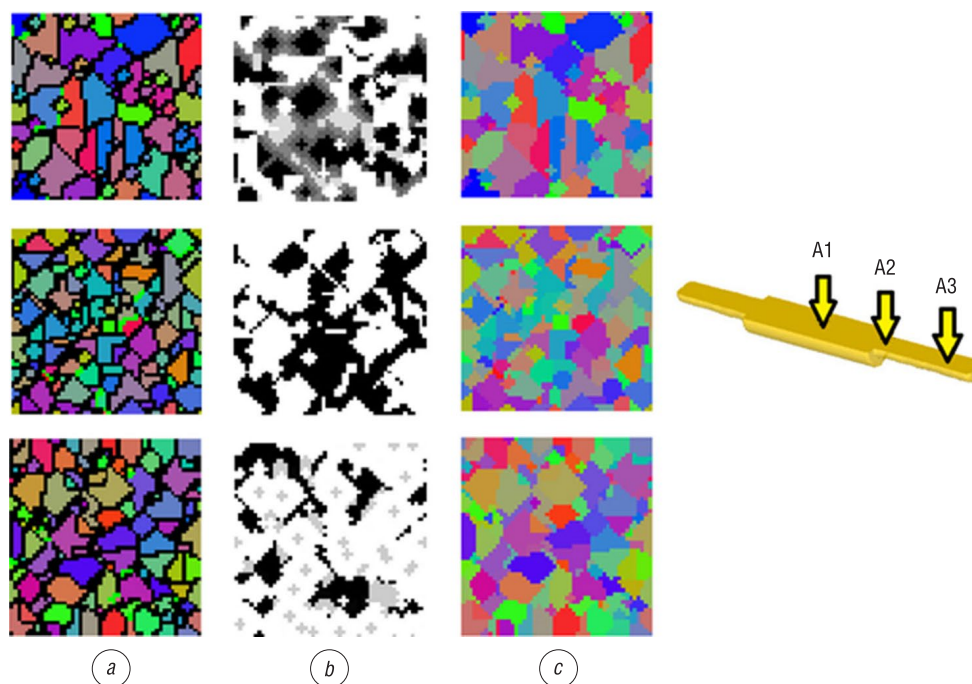


Рис. 7. Результаты компьютерного моделирования микроструктуры в точках A1, A2 и A3 в осевой области поковки вала водяного насоса из стали 45 в конце прокатки: ориентация зерна, их границы (a), плотность дислокаций (b), ориентация зерен (c)

Fig. 7. The results of the computer simulation of the microstructure at points A1, A2 and A3 in the axial region of the water pump shaft of steel 45 at the end of rolling: grain orientation, their boundaries (a), dislocation density (b), grain orientation (c)

Плотность дислокаций U так же, как и условная плотность дислокаций $U_{\text{усл}}$, увеличивается с возрастанием накопленных деформаций, меж тем размер зерна d_m с ростом накопленных деформаций уменьшается. Для оценки интенсивности указанных изменений вводятся понятия: удельный рост условной плотности дислокаций

$$\frac{\Delta U_{\text{усл}}}{\Lambda} = \frac{U_{\text{усл-конеч}} - U_{\text{усл-начал}}}{\Lambda}, \quad (19)$$

удельное снижение размера зерна

$$\frac{\Delta d_m}{\Lambda} = \frac{d_{m\text{-начал}} - d_{m\text{-конеч}}}{\Lambda}. \quad (20)$$

Значения (19), (20) для приведенного примера расчета структуры металла даны в таблице. Анализ этих значений показывает, что уменьшение среднего напряжения σ/K с 0,2428 по $-0,5657$ (то есть переход от растягивающих напряжений к сжимающим) и одновременное увеличение показателя третьего инварианта девиатора напряжений $\sqrt[3]{J_3(D_\sigma)} / K$ от $-0,6764$ до $-0,5050$ (что соответствует снижению сжимающих напряжений) увеличивает рост условной плотности дислокаций $U_{\text{усл}}$ и, соответственно, плотности дислокаций, а также ускоряет уменьшение размеров зерна материала.

Эффект влияния напряженного состояния при пластическом течении металла на структуру деформированного металла обнаружен впервые.

Для подтверждения обнаруженного эффекта авторами проведен физический эксперимент с прокаткой стали 45 по указанным выше условиям процесса. Из прокатанных деталей были вырезаны образцы и на оптическом микроскопе в соответствии с ГОСТ 5639–82 определены средние диаметры зерен металла d_m в осевой области детали и в поверхностных слоях до прокатки и после. В итоге установлено, что удельное уменьшение размера (20) зерен феррита составило в поверхностном слое детали 1,54 мкм, в осевой области – 1,94 мкм. Удельное уменьшение размера зерен феррита и перлита составило в поверхностном слое 2,21 мкм, в осевой области – 2,49 мкм.

Таким образом, экспериментально установлено, что при поперечно-клиновой прокатке стали 45 с температурой нагрева заготовки 1100 °С уменьшение размера зерен феррита в осевой области детали на 20,2 % больше, чем в поверхностных слоях детали; уменьшение размера зерен феррита и перлита на 11,2 % больше.

В итоге физический эксперимент подтвердил компьютерный прогноз, что снижение среднего напряжения с одновременным увеличением показателя третьего инварианта девиатора напряжений сопровождается ускоренным уменьшением размеров зерна.

Заключение. Методом компьютерного моделирования выявлены закономерности формирования параметров структуры металла в зависимости от напряженного состояния. Впервые разработан аппарат компьютерного прогнозирования характеристик микроструктуры конструкционных сталей: ориентации и размеров зерен, плотности дислокаций при горячей поперечно-клиновой прокатке.

Установлено влияние напряженного состояния на значения разориентации зерен и размеров зерен при горячей пластической деформации. Определена закономерность, устанавливающая, что при снижении среднего напряжения и увеличении параметра третьего инварианта девиатора напряжений в очаге деформации в процессах горячей обработки металлов давлением конструкционных сталей ускоряется рост плотности дислокаций, увеличивается количество зарождающихся зерен металла и, как следствие, в большей степени осуществляется уменьшение среднего размера зерен металла.

Созданная компьютерная модель прогнозирования характеристик структур металла в зависимости от режимов пластической деформации обеспечивает при минимальных затратах и без проведения натуральных экспериментов нахождение оптимальных термодинамических и напряженно-деформированных режимов пластического течения металла, гарантирующих наивысшие эксплуатационные свойства получаемых изделий. Практическая значимость исследования заключается в расширении возможностей оптимизации технологий обработки металлов, улучшении качества продукции, полученной методом обработки металлов давлением, и повышении ее конкурентоспособности.

Список использованных источников

1. Кожевникова, Г.В. Повышение усталостной прочности валов посредством поперечно-клиновой прокатки / Г.В. Кожевникова, А.О. Рудович, В.Я. Щукин // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. – 2017. – № 12. – С. 19–31.
2. Пластичность и разрушение / под общ. ред. В.Л. Колмогорова. – М.: Металлургия, 1977. – 336 с.
3. Качанов, Л.М. Основы механики разрушения / Л.М. Качанов. – М.: Наука, 1974. – 312 с.
4. Бернштейн, М.Л. Структура деформированных металлов / М.Л. Бернштейн. – М.: Металлургия, 1977. – 431 с.
5. Задоян, Д.М. Определение плотности избыточных дислокаций по рентгенографическим оценкам размеров кристаллических блоков и разориентированных границ / Д.М. Задоян, Л.А. Азизбекян, М.К. Валуженич // Вестн. Самар. гос. техн. ун-та. Сер.: Физ.-мат. науки. – 2003. – Вып. 19. – С. 177–179.
6. Абрамов, А.А. Использование пакета LS-DYNA для компьютерного моделирования процесса поперечно-клиновой прокатки / А.А. Абрамов, Г.В. Кожевникова // Вес. Нац. акад. навук Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. – 2011. – № 2. – С. 41–50.
7. Кожевникова, Г.В. Теоретические и технологические основы поперечно-клиновой прокатки заготовок из сталей с ограниченной пластичностью: дис. ... д-ра техн. наук: 05.02.07 / Г.В. Кожевникова. – Минск, 2015. – 430 л.
8. Kozhevnikova, G. Cross-wedgerolling / G. Kozhevnikova. – Minsk: Belorusskaya nauka, 2012. – 321 p.
9. Астапчик, А.С. Исследование пластичности металла заготовок поперечно-клиновой прокатки / А.С. Астапчик, Г.В. Кожевникова // Вес. Нац. акад. навук Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. – 2014. – № 3. – С. 31–36.
10. Кожевникова, Г.В. Теория и практика поперечно-клиновой прокатки / Г.В. Кожевникова. – Минск: Беларус. навука, 2010. – 291 с.
11. Кожевникова, Г.В. Решение задачи гибки листа методом полей линий скольжения / Г.В. Кожевникова // Вес. Нац. акад. навук Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. – 2018. – Т. 63, № 4. – С. 416–423. <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2018-63-4-416-423>
12. Щукин, В.Я. Белорусская школа поперечно-клиновой прокатки / В.Я. Щукин, Г.В. Кожевникова // Вес. Нац. акад. навук Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. – 2016. – № 1. – С. 43–50.
13. Кожевникова, Г.В. Исследование кинематики течения металла при поперечно-клиновой прокатке с использованием компьютерного моделирования / Г.В. Кожевникова // Вес. Нац. акад. навук Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. – 2013. – № 1. – С. 47–53.
14. Практическое руководство к программному комплексу DEFORM-3D: учеб. пособие / В.С. Паршин [и др.]. – Екатеринбург: УрФУ. – 2010. – 266 с.

References

1. Kozhevnikova G. V., Rudovich A. O., Shchukin V. Y. Improving of Fatigue Strength by Cross-wedge Rolling. *Kuznechno-shtampovochnoe proizvodstvo. Obrabotka materialov davleniem = Forging and Stamping Production. Material Working by Pressure*, 2017, no. 12, pp. 19–31 (in Russian).
2. Kolmogorov V. L., Bogatov A. A., Migachev B. A. [et al.] *Plasticity and Destruction*. Moscow, Metallurgiya Publ., 1977. 336 p. (in Russian).
3. Kachanov L. M. *Fundamentals of Fracture Mechanics*. Moscow, Nauka Publ., 1974. 312 p. (in Russian).
4. Bernstein M. L. *Structure of Deformed Metals*. Moscow, Metallurgiya Publ., 1977. 431 p. (in Russian).
5. Zadoyan D. M., Azizbekyan L. A., Valyujenich M. K. Determination of the density of excess dislocations using radiographic estimates of the size of crystal blocks and misorientation of small-angle boundaries. *Vestnik Samarskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta. Seriya: Fiziko-matematicheskie nauki = Journal of Samara State Technical University, Ser. Physical and Mathematical Sciences*, 2003, issue 19, pp. 177–179 (in Russian).
6. Abramov A. A., Kozhevnikova G. V. Use of LS-DYNA for computer modeling of cross-wedge rolling process. *Vestsi Natsyyanal'nai akademii navuk Belarusi. Seryya fizika-technichnykh navuk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series*, 2011, no. 2, pp. 41–50 (in Russian).
7. Kozhevnikova G. V. *Theoretical and Technological Basics of Cross-Wedge Rolling of Billet Made of Restricted Plasticity Steels*. Minsk, 2015. 430 p. (in Russian).
8. Kozhevnikova G. *Cross-Wedge Rolling*. Minsk, Belorusskaya nauka Publ., 2012. 321 p.
9. Astapchik S. A., Kozhevnikova G. V. Study of metal plasticity of billets processed by cross-wedge rolling. *Vestsi Natsyyanal'nai akademii navuk Belarusi. Seryya fizika-technichnykh navuk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series*, 2014, no. 3, pp. 31–36 (in Russian).
10. Kozhevnikova G. V. *Theory and Practice of Cross-Wedge Rolling*. Minsk, Belorusskaya nauka Publ., 2010. 291 p. (in Russian).
11. Kozhevnikova G. V. Solution of the problem of sheet bending by the slip line field method. *Vestsi Natsyyanal'nai akademii navuk Belarusi. Seryya fizika-technichnykh navuk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series*, 2018, vol. 63, no. 4, pp. 416–423 (in Russian). <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2018-63-4-416-423>
12. Shchukin V. Y., Kozhevnikova G. V. Belarusian cross-wedge rolling school of thought. *Vestsi Natsyyanal'nai akademii navuk Belarusi. Seryya fizika-technichnykh navuk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series*, 2016, no. 1, pp. 43–50 (in Russian).
13. Kozhevnikova G. V. Analysis of metal flow kinematics under cross-wedge rolling using computer simulation. *Vestsi Natsyyanal'nai akademii navuk Belarusi. Seryya fizika-technichnykh navuk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series*, 2013, no. 1, pp. 47–53 (in Russian).
14. Parshin B. C., Karamyshev A. P., Nekrasov I. I., Pugin A. I., Fedulov A. A. *Practical Guide to the DEFORM-3D Software Package*. Yekaterinburg, Ural Federal University, 2010. 266 p. (in Russian).

Информация об авторах

Кожевникова Гражина Валерьевна – доктор технических наук, главный научный сотрудник лаборатории предельной деформируемости и поперечно-клиновой прокатки, Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси (ул. Купревича, 10, 220141, Минск, Республика Беларусь). E-mail: fti@tut.by

Абрамов Андрей Андреевич – научный сотрудник лаборатории предельной деформируемости и поперечно-клиновой прокатки, Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси (ул. Купревича, 10, 220141, Минск, Республика Беларусь). E-mail: an.aj@ya.ru

Климов Кирилл Александрович – научный сотрудник лаборатории предельной деформируемости и поперечно-клиновой прокатки, Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси (ул. Купревича, 10, 220141, Минск, Республика Беларусь). E-mail: klim1984@gmail.com

Information about the authors

Grazhina V. Kozhevnikova – D. Sc. (Engineering), Chief Researcher of the Laboratory of Extreme Deformability and Cross-Wedge Rolling, Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus (10, Kuprevich Str., 220141, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: fti@tut.by

Andrei A. Abramov – Researcher of the Laboratory of Extreme Deformability and Cross-Wedge Rolling, Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus (10, Kuprevich Str., 220141, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: an.aj@ya.ru

Kirill A. Klimov – Researcher of the Laboratory of Extreme Deformability and Cross-Wedge Rolling, Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus (10, Kuprevich Str., 220141, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: klim1984@gmail.com