

РЕОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА ЭП742-ИД В КОНТЕКСТЕ ИНТЕГРИРОВАННОГО ВЫЧИСЛИТЕЛЬНОГО МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ И ИНЖИНИРИНГА (ICME)

Часть II. Моделирование процесса сжатия образцов и виртуальных заготовок

© 2018 г. В.К. Носов, С.А. Кононов, А.С. Перевозов, П.А. Нестеров,
Ю.Ю. Щугорев, Ю.А. Гладков

Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет)
(МАИ (НИУ)), Ступинский филиал

Статья поступила в редакцию 04.03.17 г., доработана 29.06.17 г., подписана в печать 11.07.17 г.

В части II данной работы сопоставляются результаты моделирования и эксперимента теоретическому условию пластичности Губера–Мизеса в процессе осесимметричной осадки образцов сплава ЭП742-ИД с различным отношением начальных размеров d_0/h_0 . Оценивается влияние начальных размеров на напряженно-деформированное состояние модельных экспериментальных образцов и виртуальных заготовок. Приводятся результаты моделирования процесса осадки цилиндрических образцов ($\varnothing 15$ мм) и заготовок ($\varnothing 300$ мм) жаропрочного никелевого сплава ЭП742-ИД с различным отношением начальных сходственных размеров, обосновывается выбор среднего напряжения и эквивалентной деформации в качестве внутренних факторов, определяющих формирование микроструктуры. Показано, что значения сжимающей осевой компоненты напряжения в центре образцов в условиях начальной пластической деформации 0,2 % более чем в 1,5 раза возрастают с повышением отношения d_0/h_0 . Получены экспериментальные и расчетные значения условного предела текучести, осевого и радиального напряжений при температуре сжатия 1050 °С в зависимости от d_0/h_0 . Проанализировано влияние степени деформации и отношения начальных размеров на распределение среднего напряжения и эквивалентной деформации по радиусу середины высоты меридиального сечения осаживаемых (экспериментальных) образцов ($\varnothing 15$ мм) и виртуальных заготовок ($\varnothing 300$ мм). Изложены общие принципы прогнозирования микроструктуры для решения задач с использованием программных комплексов технологического моделирования при разработке режимов осадки заготовок дисков из жаропрочных никелевых сплавов. Акцентируется внимание на том, что методы моделирования должны быть теоретически обоснованы и экспериментально подтверждены.

Ключевые слова: сплав ЭП742-ИД, моделирование процесса сжатия.

Носов В.К. — докт. техн. наук, профессор кафедры технологии и автоматизации обработки материалов (ТАОМ) Ступинского филиала МАИ (НИУ) (142800, Московская обл., г. Ступино, ул. Пристанционная, 4). E-mail: nosovvk@mail.ru.

Кононов С.А. — канд. техн. наук, зам. ген. директора АО «Металлургический завод “Электросталь”» (144002, Московская обл., г. Электросталь, ул. Железнодорожная, 1). E-mail: s.kononov@elsteel.ru.

Перевозов А.С. — техн. директор АО «СМК» (142800, Московская обл., г. Ступино, ул. Пристанционная, вл. 2). E-mail: perevozov@smk.ru.

Нестеров П.А. — канд. техн. наук, доцент кафедры ТАОМ, Ступинский филиал МАИ (НИУ). E-mail: pankrug32@ya.ru.

Щугорев Ю.Ю. — канд. техн. наук, доцент кафедры ТАОМ, Ступинский филиал МАИ (НИУ). E-mail: yuraszl@mail.ru.

Гладков Ю.А. — канд. техн. наук, доцент, рук-ль отдела продаж и сопровождения ООО «Квантор Форм» (115088, г. Москва, 2-й Южнопортовый проезд, 16, стр. 2). E-mail: gladyuri@qform3d.ru.

Для цитирования: Носов В.К., Кононов С.А., Перевозов А.С., Нестеров П.А., Щугорев Ю.Ю., Гладков Ю.А. Реологические свойства сплава ЭП742-ИД в контексте интегрированного вычислительного материаловедения и инжиниринга (ICME). Часть II. Моделирование процесса сжатия образцов и виртуальных заготовок // Изв. вузов. Цвет. металлургия. 2018. No. 1. С. 43–52. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2018-1-43-52.

Nosov V.K., Kononov S.A., Perevozov A.S., Nesterov P.A., Shchugorev Yu.Yu., Gladkov Yu.A.

Rheological properties of EP742-ID alloy in the context of Integrated Computational Materials Engineering (ICME). Part 2. Modeling the compression process for samples and virtual workpieces

The second part of this paper compares modeling and experimental results with the Huber–Mises plasticity theory during the axisymmetric settlement of EP742-ID alloy samples with various ratios of initial d_0/h_0 sizes. The influence of initial sizes on the strain-stress state of model experimental samples and virtual workpieces is estimated. Settlement modeling results are given for

Ø15 mm cylindrical samples and Ø300 mm workpieces made of EP742-ID heat-resistant nickel alloy with various ratios of initial similar sizes with the substantiation of choosing average stress and equivalent deformation as internal factors that determine microstructure formation. It is shown that compression axial tension component values in the center of samples under initial plastic deformation of 0,2 % are increased by more than 1,5 times with the higher d_0/h_0 ratio. Experimental and calculated values of offset yield strength, axial and radial stresses are obtained at a compression temperature of 1050 °C depending on d_0/h_0 . The paper reviews the influence of the degree of deformation and the ratio of initial sizes on the distribution of average stress and equivalent deformation along the radius of the mid-height of meridian sections of the Ø15 mm settled (experimental) samples and Ø300 mm virtual workpieces. The paper describes general microstructure forecasting principles for applications that use process modeling software packages when developing settlement modes for disk workpieces made of heat-resistant nickel alloys. Special attention is paid to the fact that modeling methods must be theoretically proved and experimentally confirmed.

Keywords: EP742-ID alloy, compression process modeling.

Nosov V.K. — Dr. Sci. (Tech.), prof., Department of technology and automation of material handling, Moscow Aviation Institute (National Research University) (MAI (NRU)), Stupino branch (142800, Russia, Moscow region, Stupino, Pristantsionnaya str., 4). E-mail: nosovvk@mail.ru.

Kononov S.A. — Cand. Sci. (Tech.), deputy managing director of JSC «Metallurgical plant “Electrostal”» (142800, Russia, Moscow region, Elektrostal, Zheleznodorozhnaya str., 1). E-mail: s.kononov@elsteel.ru.

Perevozov A.S. — technical director of JSC «SMK» (142800, Russia, Moscow region, Stupino, Pristantsionnaya str., 2). E-mail: perevozov@smk.ru.

Nesterov P.A. — Cand. Sci. (Tech.), associate prof., Department of technology and automation of material handling, MAI (NRU), Stupino branch. E-mail: pankrug32@ya.ru.

Shchugorev Yu.Yu. — Cand. Sci. (Tech.), associate prof., Department of technology and automation of material handling, MAI (NRU), Stupino branch. E-mail: yuraszl@mail.ru.

Gladkov Yu.A. — Cand. Sci. (Tech.), associate prof., head of sales and support LTD «Quantifier Forms» (115088, Russia, Moscow, 2-nd Yuzhnoportovyi proezd, 16, build. 2). E-mail: gladyuri@qform3d.ru.

Citation: *Nosov V.K., Kononov S.A., Perevozov A.S., Nesterov P.A., Shchugorev Yu.Yu., Gladkov Yu.A. Reologicheskie svoystva splava EP742-ID v kontekste integririvannogo vychislitel'nogo materialovedeniya i inzhiniringa (ISME).*

Chast' II. Modelirovanie protsessa szhatiya obraztsov i virtual'nykh zagotovok. Izv. vuzov. Tsvet. metallurgiya. 2018. No. 1. P. 43–52. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2018-1-43-52.

Введение

В масштабно-размерной иерархической структуре интегрированного вычислительного материаловедения и инжиниринга (ICME) [1–6] верхний континуальный уровень моделирования отвечает инжинирингу, т.е. прикладному назначению систем взаимосвязанных уровней ICME. Считается, что развитие и внедрение ICME открывают широкий потенциал значительных преимуществ во всех аспектах аэрокосмических материалов, в том числе прикладного значения, что выражается в существенном снижении времени, стоимости и риска последствий. В технологии штамповки заготовок дисков газотурбинных двигателей (ГТД) из жаропрочных никелевых сплавов прикладное назначение ICME заключается в моделировании и разработке режимов термомеханической обработки (ТМО) и рассматривается как единый многооперационный процесс обработки давлением и термической обработки от слитка через технологию получения деформированного полуфабриката до конкретного изделия с заданными эксплуатационными свойствами. Моделирование режимов ТМО базируется на разделе механики сплошных сред —

механике деформируемого твердого тела (МДТТ) — и реализуется использованием программных комплексов технологического моделирования, в частности QForm [7], примененного и в настоящей работе. Система ICME подразумевает строгую верификацию и валидацию моделей и методов, а также адекватность используемой базы данных реальным условиям ТМО [8–10]. Проблемы, преимущества и перспективы реализации потенциалов ICME в проектировании материалов и процессов изготовления компонентов изделий, прежде всего дисков ГТД, рассмотрены в работе [1].

Цель части II настоящей работы заключалась в сопоставлении результатов моделирования и эксперимента теоретическому условию пластичности Губера—Мизеса в процессе осесимметричной осадки образцов сплава ЭП742-ИД с различным отношением начальных размеров d_0/h_0 , оценке влияния этого соотношения на напряженно-деформированное состояние модельных экспериментальных образцов и виртуальных заготовок, обосновании выбора среднего напряжения и эквивалентной деформации в качестве внутренних ак-

тивных параметров, определяющих формирование микроструктуры в процессе осадки.

Методика моделирования

Компьютерное моделирование процесса сжатия образцов с $d_0 = 15$ мм и отношением $d_0/h_0 = 0,75; 1,0; 2,0$ и $3,0$ осуществляли с использованием программного комплекса QForm 3D v.5.1. В качестве реологической модели сопротивления деформации применяли экспериментальные и аппроксимированные результаты испытаний на сжатие в изотермических условиях, полученные в части I настоящей работы [11]. По результатам моделирования в цилиндрической системе координат в центре осаживаемых образцов определяли радиальное (σ_r), тангенциальное (σ_θ), осевое (σ_z) и касательное (τ_{rz}) напряжения. Степень деформации для каждой начальной высоты h_0 при определении компонент напряжений задавали равной остаточной деформации $\epsilon_{0h} = 0,2$ %, соответствующей нагрузке условного предела текучести $\sigma_{0,2}$. Распределение компонент напряжений при $\epsilon_{0h} = 0,2$ % в условиях осесимметричного напряженного состояния сжатия принимали равномерным по объему образцов [12, 13]. Полученные результаты моделирования использовали для расчета интенсивности напряжений (σ_i) в соответствии с энергетическим условием пластичности Губера—Мизеса при осесимметричном напряженном состоянии в цилиндрических координатах [12, 13]:

$$2\sigma_i^2 = (\sigma_r - \sigma_\theta)^2 + (\sigma_\theta - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_r)^2 + 6\tau_{rz}^2 = 2\sigma_T^2. \quad (1)$$

В условиях эксперимента переход от упругого состояния к упругопластическому характеризуется напряжением, эквивалентным условному пределу текучести $\sigma_{0,2}$. Принимая при $\epsilon_{0h} = 0,2$ % в центре цилиндрического образца $\tau_{rz} = 0$, $\sigma_r = \sigma_\theta$ [12, 13], получим

$$\sigma_r - \sigma_z = \pm \sigma_{0,2}. \quad (2)$$

Для оценки влияния модуля упругости (E) сплава на компоненты напряжения задавали $E = 1,5 \cdot 10^5$ МПа, что отвечает экстраполированному значению этого показателя в закаленном и состаренном состоянии сплава ЭП742-ИД [14, 15] от комнатной и рабочих температур до $t = 1050 \pm 1100$ °С.

Моделирование процессов осадки в 3D-систе-

ме цилиндрических координат виртуальных заготовок $\varnothing 300 \times 400$, $\varnothing 300 \times 200$ и $\varnothing 300 \times 100$ мм с отношениями начальных размеров (D_0/H_0) 0,75; 1,5; 3,0 соответственно и экспериментальных образцов $\varnothing 15 \times 20$, $\varnothing 15 \times 10$, $\varnothing 15 \times 5$ мм с теми же значениями отношений (d_0/h_0) выполняли при условии [12, 13] геометрического подобия сходственных размеров D_0 и H_0 с масштабом подобия $n_1 = D_0/d_0 = 20$, $n_2 = H_0/h_0 = 20$, показателем геометрического подобия $k = n_1 n_2 = 400$; структурного подобия — средний размер γ -зерна $D_{cp} = 200$ мкм; равенства температур ($t = 1050$ °С); степеней деформации ($\epsilon_{0h} = 10, 20, 40$ %); скоростей деформации ($\dot{\epsilon}_0 = 5 \cdot 10^{-3}$ с $^{-1}$); условий трения ($\mu = 0,3$).

Результаты моделирования

Из результатов моделирования следует, что значения сжимающей осевой компоненты напряжения σ_z в центре образцов в условиях относительной пластической деформации $\epsilon_{0h} = 0,2$ % более чем в 1,5 раза возрастают с повышением отношения d_0/h_0 (табл. 1).

Радиальная (σ_r) и равная ей тангенциальная (σ_θ) компоненты имеют существенно более низкие значения напряжения сжатия. Таким образом, результаты моделирования подтверждают, что в условиях перехода от упругого состояния к пластическому реализуется напряженное состояние, близкое к линейному, и для расчета условного предела текучести ($\sigma_{0,2}^p$) справедливо выражение (2). Расчетные по результатам моделирования значения осевой (σ_z), радиальной (σ_r) компонент напряжения и условного предела текучести ($\sigma_{0,2}^p$), полученные с использованием условия пластичности Губера—Мизеса, аппроксимируются линейной зависимостью (рис. 1), а расчетные значения услов-

Таблица 1
Значения осевой (σ_z) и радиальной (σ_r) компонент напряжений образцов сплава ЭП742-ИД при сжатии для различных отношений d_0/h_0

E , МПа	d_0/h_0	σ_z , МПа	σ_r , МПа
$1,5 \cdot 10^5$	0,75	−255,1	−18,7
	1,0	−293,3	−36,1
	1,5	−334,2	−39,8
	2,0	−420,7	−52,7
Примечание. Сжатие проводили при степени деформации $\epsilon_{0h} = 0,2$ %, температуре $t = 1050$ °С и скорости деформирования $V_d = 0,1$ мм/с.			

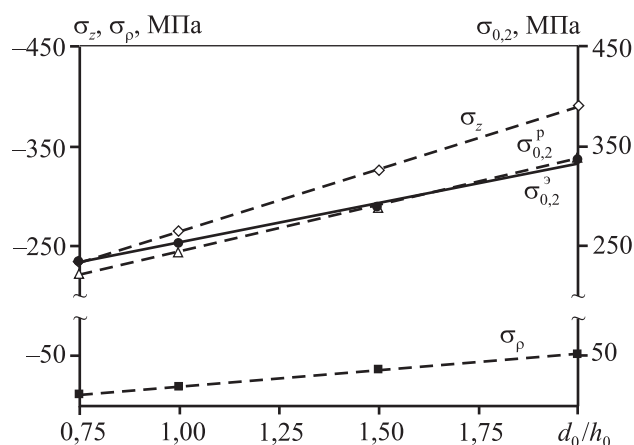


Рис. 1. Экспериментальные данные ($\sigma_{0,2}$, сплошная линия) и расчетные (штриховые) значения условного предела текучести ($\sigma_{0,2}^p$), осевого (σ_z) и радиального (σ_ρ) напряжений при температуре сжатия $t = 1050^\circ\text{C}$, скорости деформирования $V_d = 0,1$ мм/с в зависимости от отношения d_0/h_0

ного предела текучести ($\sigma_{0,2}^p$) удовлетворительно согласуются с экспериментальными значениями ($\sigma_{0,2}$) (см. рис. 1).

На следующем этапе работы в процессе моделирования анализировали влияние степени деформации (ϵ_{0h}) и отношения d_0/h_0 на распределение среднего напряжения (σ_{cp}) и эквивалентной деформации (ϵ_i), определяемой при моделировании как суммы приращений интенсивности пластических деформаций вдоль траектории движения материальной точки, по радиусу середины высоты меридиального сечения осаживаемых образцов $\varnothing 15$ мм и виртуальных заготовок $\varnothing 300$ мм.

В процессе моделирования использовали как индивидуальную информацию о сопротивлении деформации сплава, полученную экспериментально для образцов с конкретным отношением d_0/h_0 , так и единую для всех отношений d_0/h_0 по результатам испытаний образцов одного типоразмера с $d_0/h_0 = 0,75$ [11]. Из анализа распределения σ_{cp} по сечению образцов следует, что сжимающие напряжения σ_{cp} возрастают с увеличением отношения d_0/h_0 и степени деформации, монотонно снижаясь от центра к периферии (рис. 2). Более высокие экспериментальные показатели сопротивления деформации с применением индивидуальной базы данных для образцов с $d_0/h_0 = 1,0; 1,5; 2,0$ и 3,0 в сравнении с единой базой данных образцов с $d_0/h_0 = 0,75$ определяют при моделировании процесса сжатия и более высокие значения σ_{cp} . Например, при моделировании с использованием инди-

видуальной базы данных показатель σ_{cp} у образцов с $d_0/h_0 = 1,5$, осажженных до $\epsilon_{0h} = 40\%$ при $t = 1050^\circ\text{C}$ и $\dot{\epsilon}_0 = 5 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$, составляет в центре 232 МПа, а с применением единой базы данных при той же $\epsilon_{0h} = 40\%$ он существенно ниже: $\sigma_{cp} = 169$ МПа.

Результаты моделирования, проведенные с использованием скоростных условий подобию с $m = 0,2$ [11] по меридиальному сечению заготовок $\varnothing 300$ мм при скорости деформирования $V_d = 10$ мм/с

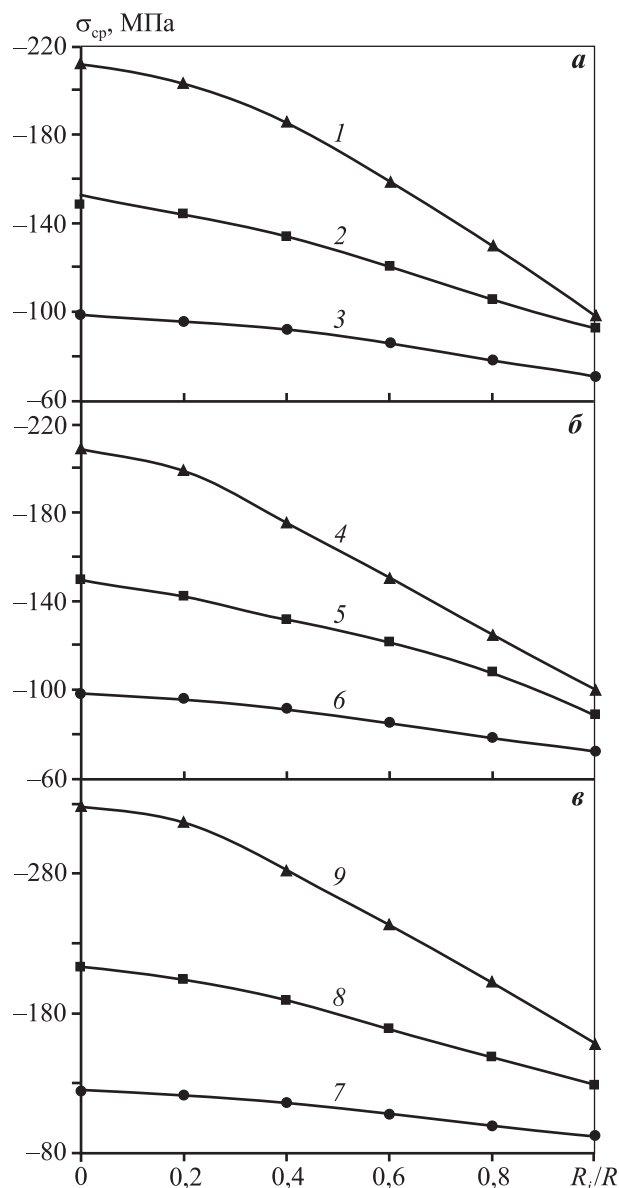


Рис. 2. Распределение среднего напряжения по радиусу середины высоты меридиального сечения после осадки при $t = 1050^\circ\text{C}$ и $\epsilon_{0h} = 10\%$

а — образцы $\varnothing 15$ мм высотой 5 (1), 10 (2) и 20 (3) мм
 б — заготовки $\varnothing 300$ мм высотой 100 (4), 200 (5) и 400 (6) мм
 в — заготовки $\varnothing 300$ мм высотой 400 (7), 200 (8) и 100 (9) мм
 V_d , мм/с = 0,025 (1); 0,05 (2); 0,1 (3); 0,5 (4); 1,0 (5); 2,0 (6); 10,0 (7–9)
 $\dot{\epsilon}_0$, $\text{с}^{-1} = 5 \cdot 10^{-3}$ (1–6); $2,5 \cdot 10^{-2}$ (7); $5 \cdot 10^{-2}$ (8); $1 \cdot 10^{-1}$ (9)

Таблица 2

Распределение интенсивности напряжений σ_i по радиусу середины высоты меридиального сечения экспериментальных образцов с $d_0 = 15$ мм при различном отношении d_0/h_0 ($t = 1050$ °C, $\dot{\epsilon}_0 = 5 \cdot 10^{-3}$ с $^{-1}$)

d_0/h_0	R_i/R					
	0	0,2	0,4	0,6	0,8	1,0
$\epsilon_{0h} = 10$ %						
0,75	262,6	261,6	260,5	258,5	254,8	252,7
1,5	301,0	300,3	299,2	297,2	296,1	294,6
3,0	302,7	302,4	302,6	302,1	301,9	300,4
$\epsilon_{0h} = 20$ %						
0,75	268,4	267,1	265,9	263,3	258,8	256,1
1,5	318,2	317,5	316,4	314,3	312,7	311,0
3,0	330,8	330,7	330,8	330,1	329,4	326,4
$\epsilon_{0h} = 40$ %						
0,75	273,3	272,5	271,0	268,2	261,7	257,6
1,5	356,2	356,1	355,7	354,6	353,1	351,4
3,0	477,9	477,9	478	477,7	478,2	473,4

Таблица 3

Значения усилий сжатия образцов при различных степенях деформации, полученные при моделировании (числитель) и по экспериментальным данным (знаменатель) при $t = 1050$ °C и $V_d = 0,1$ мм/с

d_0/h_0	P , кН, при ϵ , %			
	10	20	30	40
0,75	45,1	51,3	56,1	64,8
	46,3	56,2	63,8	74,1
1,0	53,2	58,0	66,6	80,2
	54,1	62,5	71,5	84,4
1,5	64,7	76,2	92,0	129
	62,3	73,1	86,3	—
2,0	83,7	98,3	122,4	163,3
	72,9	86,5	—	—

(см. рис. 2, в), близкой к величине V_d реального процесса осадки, свидетельствуют (в сравнении с данными рис. 2, а, б) об определяющем влиянии на величину $\sigma_{ср}$ именно $\dot{\epsilon}_i$, а не V_d . Распределение интенсивности напряжений σ_i носит равномерный характер распределения по меридиальному сечению образцов и возрастает с повышением ϵ_{0h} и увеличением отношения d_0/h_0 (см. табл. 2).

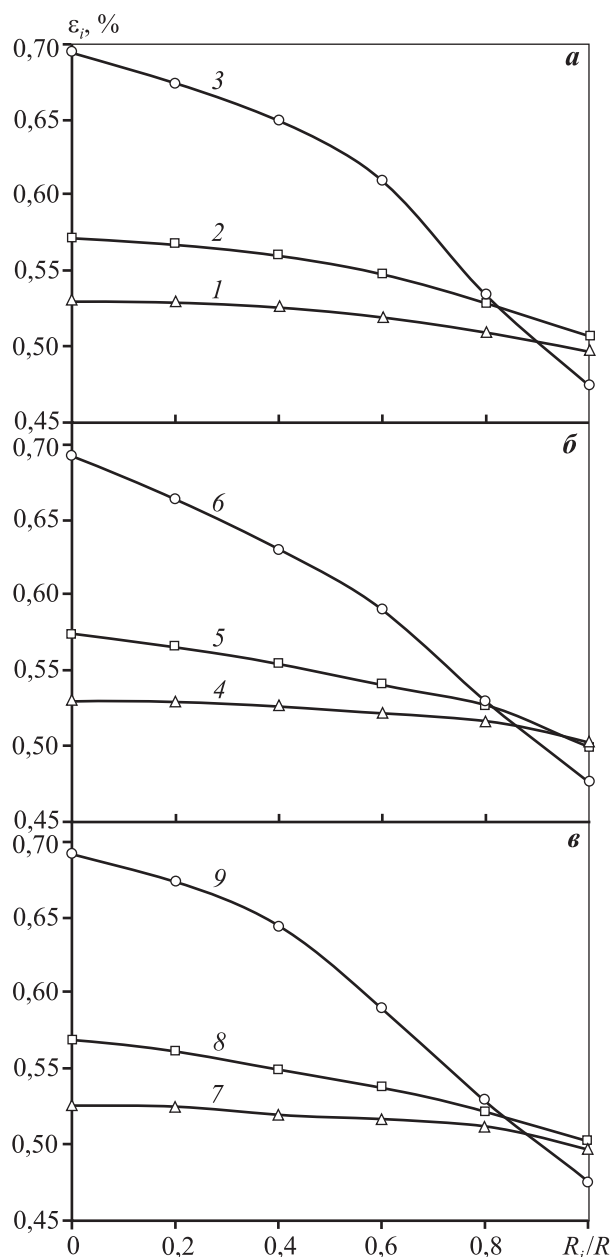


Рис. 3. Распределение эквивалентной деформации (ϵ_i) по радиусу середины высоты меридиального сечения после осадки при $t = 1050$ °C, $\epsilon_{0h} = 40$ %

а — образцы $\varnothing 15$ мм высотой 5 (1), 10 (2) и 20 (3) мм;

$\dot{\epsilon}_0 = 5 \cdot 10^{-3}$ с $^{-1}$;

б — заготовки $\varnothing 300$ мм высотой 100 (4), 200 (5) и 400 (6) мм;

$\dot{\epsilon}_0 = 5 \cdot 10^{-3}$ с $^{-1}$;

в — заготовки $\varnothing 300$ мм высотой 100 (7), 200 (8) и 400 (9) мм;

$V_d = 10$ мм/с

Из сравнения значений усилий сжатия, полученных при моделировании с использованием индивидуальной базы данных для образцов с различным отношением d_0/h_0 и экспериментальных данных, следует, что моделирование в этом слу-

Таблица 4

Усилие осадки образцов диаметром 15 мм и заготовок сплава ЭП742-ИД диаметром 300 мм при $t = 1050\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\dot{\epsilon}_0 = 5 \cdot 10^{-3}\text{ с}^{-1}$ и $\epsilon_{0h} = 40\%$

Размер заготовок, мм	P , МН	Размер заготовок, мм	P , МН	Размер заготовок, мм	P , МН
$\varnothing 15 \times 20$	0,08	$\varnothing 15 \times 10$	0,118	$\varnothing 15 \times 5$	0,18
$\varnothing 300 \times 400$	32	$\varnothing 300 \times 200$	47,2	$\varnothing 300 \times 100$	72

$\varnothing 15 \times 10\text{ мм}$
 $V_d = 0,05\text{ мм/с}$
 $P = 0,118\text{ МН}$
 $\dot{\epsilon}_0 = 5 \cdot 10^{-3}\text{ с}^{-1}$
 $t_d = 80\text{ с}$

$\varnothing 300 \times 200\text{ мм}$
 $V_d = 1,0\text{ мм/с}$
 $P = 47,2\text{ МН}$
 $\dot{\epsilon}_0 = 5 \cdot 10^{-3}\text{ с}^{-1}$
 $t_d = 80\text{ с}$

Примечание. l — расстояние между верхним и нижним бойками.

чае достаточно точно отражает силовой процесс осадки образцов (см. табл. 3). Соблюдение условий геометрического подобия ($k = 400$), структурного подобия (средний размер γ -зерна $D_{cp} = 200\text{ мкм}$), равенства температур ($t = 1050\text{ }^{\circ}\text{C}$), степеней деформации ($\epsilon_{0h} = 40\%$), скоростей деформации ($\dot{\epsilon}_0 = 5 \cdot 10^{-3}\text{ с}^{-1}$) и условий трения ($\mu = 0,3$) определяет подобие усилий осадки образцов $\varnothing 15\text{ мм}$ и виртуальных заготовок $\varnothing 300\text{ мм}$ (см. табл. 4).

Распределение эквивалентной деформации (ϵ_e) по радиусу середины высоты меридиального сечения у образцов с $d_0/h_0 = 0,75$ и $1,0$ носит ярко выраженную неравномерность (рис. 3).

При $R_i/R \geq 0,7 \div 0,8$ при равных относительных, но существенно отличных абсолютных степенях деформации у образцов и виртуальных заготовок, осаженных до $\epsilon_{0h} \geq 30\%$, на зависимости $\epsilon_i - R_i/R$ характерно образование общей для всех отношений начальных размеров кольцевой периферийной зоны с минимальными и близкими значениями ϵ_i . Полученная картина неравномерного распределения эквивалентной деформации качественно совпадает с результатами, подробно изложенными в работах [16, 17].

Обсуждение результатов

Ключевая задача верхнего континуального уровня иерархической структуры ICME, решаемая с использованием программных комплексов технологического моделирования при разработке режимов ТМО дисков из жаропрочных никелевых сплавов, заключается в получении виртуальной

бездефектной штампованной заготовки, максимально приближенной по форме и размерам к чистой детали с заданными и прогнозируемыми эксплуатационными свойствами, посредством управления параметрами микроструктуры. Соответствие результатов моделирования процессов осадки и штамповки виртуального прототипа диска и реального технологического процесса (перехода) штамповки достигается в условиях максимального приближения применяемых при моделировании реологических уравнений состояния. Принятая реологическая модель, методы моделирования должны быть теоретически обоснованы и экспериментально подтверждены. Общие принципы и рекомендации проверки и подтверждения практики ICME с акцентом на область вычислительной МДТТ изложены в «Руководстве для верификации и валидации в вычислительной механике деформируемого твердого тела» [10]. Недостаточно полное использование возможностей программных комплексов технологического моделирования, узость решаемых задач, а в ряде случаев получение конечных результатов моделирования, не соответствующих реальному технологическому процессу, вызывают недоверие и ставят под сомнение не только целесообразность, но и вообще пригодность их применения для решения конкретных прикладных задач. Одной из причин получения недостоверной выходной информации моделирования является использование реологических свойств, полученных методами с механической схемой деформации и геометрической формой, отличными от реального полуфабриката.

Испытания на сжатие иллюстрируют определяющее влияние отношения d_0/h_0 на силовые параметры деформации сплава и динамику упрочнения [11]. Известно [18–20], что при испытаниях на растяжение с линейной схемой одноосного растяжения предел текучести и напряжения течения значительно ниже, чем при испытаниях на сжатие. В нашем случае у образцов сплава ЭП742-ИД по результатам испытаний на растяжение стандартного образца диаметром 5 мм и расчетной длиной $l_0 = 25$ мм при $t = 1050$ °С и $V_d = 0,1$ мм/с ($\dot{\epsilon}_0 = 4 \cdot 10^{-3}$ с⁻¹) получено $\sigma_{0,2} = 117,6$ МПа. Это в 2 раза ниже, чем у сплава с $d_0/h_0 = 0,75$ (235 МПа), и в 3,5 раза ниже, чем у сплава с $d_0/h_0 = 3,0$ (420 МПа) [11]. Не акцентируя в настоящей статье внимание на физической сущности этого эффекта, отметим, что рост напряжения сжатия с повышением как отношения d_0/h_0 , так и скорости деформирования V_d усиливает движущую силу динамической, метадинамической и статической рекристаллизаций посредством увеличения избыточной объемной энергии, запасенной в процессе деформации [21–23]. В условиях высокотемпературной деформации температуру начала рекристаллизации (t_H^p) принято оценивать минимальной, критической степенью деформации $\epsilon_{кр}$, при которой начинается процесс образования и роста зародышей рекристаллизации, обусловленный достижением критической дислокационной структуры [21–23]. Влияние отношения d_0/h_0 на величину $\epsilon_{кр}$ и развитие статической рекристаллизации в условиях нагрева образцов сплава ЭП742-ИД под закалку остается предметом наших исследований.

Это несоответствие результатов реального и виртуального процессов деформации относится только к количественным значениям напряжений и усилий штамповки. Процесс формоизменения, характер течения, деформированное состояние при моделировании, основанные на методе конечных элементов (МКЭ), не зависят от реологических свойств материала, полученных различными методами испытаний и используемых в базе данных.

Заключение

Численные методы моделирования позволяют прогнозировать важнейшие параметры микроструктуры (средний размер зерен, степень разнотерности), формирующиеся в процессах динамической, метадинамической и статической рекристаллизаций. Подходы и возможности чис-

ленного моделирования прогноза формирования микроструктуры в сплаве IN718 на примере многопроходной сортовой прокатки рассмотрены в работе [24]. Моделирование основано на металлофизических моделях и требует большого объема эмпирических соотношений. К примеру, для прогноза среднего размера зерна используется эмпирическая зависимость среднего размера зерна от температуры, напряжения, степени и скорости деформации [25–27].

Применение численных методов моделирования позволяет существенно расширить возможности прогнозирования ожидаемых результатов структурного состояния как отдельных зон изделий, отличающихся сложным характером течения металла в процессе формирования окончательной геометрии, так и среднего размера зерна, формирующегося в основном объеме изделий [28, 29].

Важным результатом моделирования процесса осадки с соблюдением геометрических условий подобия и равенства начальных скоростей деформации является равенство времени деформации образцов и виртуальных заготовок (см. табл. 4), что обеспечивает равенство кинетических условий зарождения и роста зародышей рекристаллизации в процессе динамической рекристаллизации.

Из результатов моделирования следует также равенство удельных работ пластической деформации на единицу объема (A_d/V) экспериментальных образцов $\varnothing 15 \times 10$ мм и виртуальных заготовок $\varnothing 300 \times 200$ мм при $\epsilon_{0h} = 40$ %, $t = 1050$ °С и $\dot{\epsilon}_0 = 5 \cdot 10^{-3}$ с⁻¹ (см. табл. 4): $A_d/V = 0,2$ Дж/мм³. Открытым и требующим экспериментального обоснования и последующей калибровки остается вопрос достаточности «представительного» числа зерен, достоверно или с допустимой точностью отображающего соотношение и характер изменения размера рекристаллизованного γ -зерна в процессе и после деформации в образцах и виртуальных заготовках. При среднем размере γ -зерна $D_{cp} = 200$ мкм число зерен в меридиальном сечении образцов $\varnothing 15$ мм и заготовок $\varnothing 300$ мм составляет соответственно 75 и 1500, а коэффициент подобия количества зерен в меридиальном сечении $n_3 = 1500/75 = 20$. Значение n_3 согласуется с коэффициентами подобия сходственных геометрических размеров виртуальной заготовки и экспериментальных образцов $n_1 = n_2 = 20$. Таким образом, масштабное, с использованием программных комплексов технологическое моделирование геометрически и структурно подобных экспериментальных образцов и виртуаль-

ных заготовок в условиях равенства температуры, скорости деформации и контактного трения предусматривает одинаковый качественный характер и равные количественные значения среднего напряжения, эквивалентной деформации, времени деформации и удельной работы деформации.

Эти возможности прогнозирования особенно актуальны для изделий сложной конфигурации, когда не всегда очевидна последовательность заполнения металлом отдельных зон сечений, существенно отличающихся от смежных областей по характерным размерам этих сечений. В сочетании с виртуальной картиной распределения температурного поля по различным характерным сечениям и объемам изделий сложной конфигурации удастся повысить точность прогнозирования получения требуемой структуры и свойств таких изделий. Безусловно, применение существующих инструментов моделирования не дает 100 %-ной точности во всех случаях и требует набора данных металлографической оценки структуры характерных зон течения металла как в состоянии непосредственно после деформации, так и в термически обработанном состоянии. Вместе с тем является очевидным фактом то, что концепция численного моделирования, основанная на учете всех компонент тензора напряжений при объемном формоизменении металла в процессе деформации, а также учитывающая интегральное влияние скорости деформации, позволяет более уверенно представлять и использовать результаты инжиниринга в сравнении с традиционными способами дискретной оценки структуры металла путем расчета степени деформации только за счет изменения соотношения начальной и конечной высоты изделия. Точность математической модели в большой степени определяется корректностью применяемых реологических характеристик, которая, в свою очередь, значительно зависит от используемой методики их определения. Это один из основных выводов, которые могут быть сделаны на основе анализа результатов экспериментов, представленных в настоящей работе.

Выделение двух интегральных характеристик напряженно-деформированного состояния — $\sigma_{\text{ср}}$ и ϵ_i — в качестве параметров, активно влияющих на формирование микроструктуры, делает технологическое моделирование, основанное на классических положениях деформации МДТТ в интеграции с фундаментальными основами механики пластической деформации и физического матери-

аловедения, эффективным инструментом не только прогнозирования, но и управления структурным состоянием и структурным строением.

Среднее напряжение $\sigma_{\text{ср}}$ принято как мера запасенной в процессе деформации внутренней энергии, являющейся движущей силой динамических и постдинамических статических процессов совершенствования кристаллического строения: возврата, полигонизации и рекристаллизации. Другой внутренний активный параметр — эквивалентная деформация ϵ_i — характеризует степень накопления дефектов кристаллического строения в областях максимального градиента деформации: полосы сдвига, переходные полосы, деформационные полосы, межграницные и межфазовые границы. Активная определяющая роль ϵ_i заключается в установлении числа зародышей рекристаллизации в единице объема и, опосредованно, величины и доли рекристаллизованного зерна [25–27]. Важно, что $\sigma_{\text{ср}}$ и ϵ_i как показатели активного воздействия на формирование микроструктуры через внешние параметры: температуру, степень и скорость деформации, имеют количественную оценку, характеризующую их распределение по объему, и могут быть выражены в аналитическом виде (см. рис. 2, 3).

Литература

1. *Bolcavage A., Brown P.D., Cedoz R., Cooper N., Deatok C., Hartman D.R., Keskin A., Matlik J.F., Modgil G., Stillinger J.D.* Integrated computational materials engineering from a gas turbine engine perspective // Integr. Mater. Manuf. Innov. 2014. Vol. 3. Iss. 1. Art. 13.
2. *Panchal J.H., Kalidindi S.R., McDonell D.L.* Key computational modeling in integrated computational materials engineering // Comp.-Aided Design. 2013. Vol. 45. P. 4–25.
3. *Allison J., Backman D., Christodoulou L.* Integrated computational materials engineering: A new paradigm for the global materials profession // JOM. 2006. Vol. 58. Iss. 11. P. 25–27.
4. *Allison J.* Integrated computational materials engineering: A perspective on progress and future steps // JOM. 2011. Vol. 63. Iss. 4. P. 15–18.
5. *Horstemeyer M.F.* Integrated computational materials engineering (ICME) for metals. Warrendale: The Minerals, Metals & Materials Society; Hoboken: John Wiley & Sons, 2012.
6. *Schmitz G.J., Prahl U.* Introduction, in integrative computational materials engineering: Concepts and applications of a modular simulation platform. Weinheim, Germany: Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2012.

7. QForm — Quantor Form. URL: <http://www.qform3d.ru/products> (дата обращения: 01.02.2017).
8. Cowles B.A., Backman D.G., Dutton R.E. Verification and validation of ICME methods and models for aerospace applications // *Integr. Mater. Manuf. Innov.* 2012. Vol. 1. Iss.1. Art.2.
9. Cowles B.A., Backman D.G., Dutton R.E. Update to recommended best practice for verification and validation of ICME methods and models for aerospace applications // *Integr. Mater. Manuf. Innov.* 2015. Vol. 4. Iss. 1. Art. 2.
10. The American Society of Mechanical Engineers: Guide for verification and validation in computational solid mechanics. ASME, V&V, 10-2006.
11. Носов В.К., Кононов С.А., Перевозов А.С., Нестеров П.А., Щугорев Ю.Ю., Гладков Ю.А. Реологические свойства сплава ЭП742-ИД в контексте интегрированного вычислительного материаловедения и инжиниринга (ICME). Ч. I. Результаты экспериментальных исследований // *Изв. вузов. Цвет. металлургия*. 2018. No. 1. С. 30—42.
12. Смирнов-Аляев Г.А. Сопротивление материалов пластическому деформированию. 3-е изд., перераб. и доп. Л.: Машиностроение, Ленингр. отд-ние, 1978.
13. Сторожев М.В., Попов Е.А. Теория обработки металлов давлением. М.: Машиностроение, 1977.
14. Масленков С.Б., Кабанов И.В., Масленкова Е.А., Абрамов О.В., Мелькумов И.Н. Влияние температуры и скорости деформирования на пластичность сплава ХН62БМКТЮ // *Металловедение и терм. обраб. металлов*. 1999. No. 10. С. 21—23.
15. Логунов А.В., Шмотин Ю.Н. Современные жаропрочные никелевые сплавы для дисков газовых турбин (материалы и технологии). М.: Наука и технологии, 2013.
16. Охрименко Я.М., Тюрин В.А. Теория процессовковки: Учеб. пос. для вузов. М.: Высш. шк., 1977.
17. Бяков Л.И., Владимиров С.А., Шадский А.А. Исследование неравномерности пластической деформации при осадке в области малых степеней деформации // *Технол. легких сплавов*. 1982. No. 1. С. 25—29.
18. Полухин П.И., Гун Г.Я., Галкин А.М. Сопротивление пластической деформации металлов и сплавов: Справочник. М.: Металлургия, 1983.
19. Золоторевский В.С. Механические свойства металлов: Учебник для вузов. 2-е изд. М.: Металлургия, 1983.
20. Бердин В.К., Бердин Н.В., Лукьянов В.В. Упруго-вязкопластическое поведение материала в задачах численного моделирования одноосного сжатия, растяжения и чистого сдвига // *Кузнеч.-штамп. пр-во. Обраб. материалов давлением*. 2015. No. 3. С. 33—42.
21. Горелик С.С., Добаткин С.В., Капуткина Л.М. Рекристаллизация металлов и сплавов. 3-е изд. М.: МИСИС, 2005.
22. Полухин П.И., Горелик С.С., Воронцов В.К. Физические основы пластической деформации. М.: Металлургия, 1982.
23. Мекинг Х., Гомштейн Г. Возврат и рекристаллизация в процессе деформации. Рекристаллизация металлических материалов. М.: Металлургия, 1982.
24. Subramanian K., Cherukuri H.P. Prediction of microstructure evolution during multi-stand shape rolling of nickel-base superalloys // *Integr. Mater. Manuf. Innov.* 2014. Vol. 3. Iss. 1. Art. 27.
25. Liu Y.X., Lin Y.C., Li H.B., Wen D.X., Chen X.M., Chen M.S. Study of dynamic recrystallization in Ni-based superalloy by experiments and cellular automation model // *Mater. Sci. Eng.* 2015. Vol. 626. P. 432—440.
26. Mignanelli P.M., Jones N.G., Perkins K.M., Hardy M.C., Stone H.J. Microstructural evolution of a delta containing nickel-base superalloy during heat treatment and isothermal forging // *Mater. Sci. Eng.* 2014. Vol. 621. P. 265—271.
27. Bombac D., Fazaring M., Kugler G., Spajic S. Microstructure development of Nimonic 80A superalloy during hot deformation // *Mater. Geoenvironment*. 2008. Vol. 55. No. 3. P. 319—328.
28. Gabb T.P., Kantzos P.T., Palsa B., Telesman J., Gayda J., Sudbrack C. Fatigue failure modes of the grain size transition zone in a dual microstructure disk // *Superalloys 2012: 12th Intern. symp. (Champion, Pennsylvania, USA, 9—13 Sept. 2012)*. Pittsburgh, PA: TMS, 2012. P. 63—72.
29. Mitchell R.J., Lemsky J.A., Ramanathan R., Li H.Y., Perkins K.M., Connor L.D. Process development & microstructure & mechanical property evaluation of a dual microstructure heat treated advanced nickel disc alloy // *Superalloys 2008: 11th Intern. symp. (Champion, Pennsylvania, USA, 14—18 Sept. 2008)*. Pittsburgh, PA: TMS, 2008. P. 347—356.

References

1. Bolcavage A., Brown P.D., Cedoz R., Cooper N., Deatok C., Hartman D.R., Keskin A., Matlik J.F., Modgil G., Stillinger J.D. Integrated computational materials engineering from a gas turbine engine perspective. *Integr. Mater. Manuf. Innov.* 2014. Vol. 3. Iss. 1. Art. 13.
2. Panchal J.H., Kalidindi S.R., McDonell D.L. Key computational modeling in integrated computational materials engineering. *Comp.-Aided Design*. 2013. Vol. 45. P. 4—25.
3. Allison J., Backman D., Christodoulou L. Integrated computational materials engineering: A new paradigm for the global materials profession. *JOM*. 2006. Vol. 58. Iss. 11. P. 25—27.
4. Allison J. Integrated computational materials engineering: A perspective on progress and future steps. *JOM*. 2011. Vol. 63. Iss. 4. P. 15—18.
5. Horstemeyer M.F. Integrated computational materials engineering (ICME) for metals. Warrendale: The Mine-

- rals, Metals & Materials Society; Hoboken: John Wiley & Sons, 2012.
6. Schmitz G.J., Prahl U. Introduction, in integrative computational materials engineering: Concepts and applications of a modular simulation platform. Weinheim, Germany: Wiley-VCH Verlag GmbH and Co. KGaA, 2012.
7. QForm — Quantor Form. URL: <http://www.qform3d.ru/products> (accessed: 01.02.2017).
8. Cowles B.A., Backman D.G., Dutton R.E. Verification and validation of ICME methods and models for aerospace applications. *Integr. Mater. Manuf. Innov.* 2012. Vol. 1. Iss.1. Art.2.
9. Cowles B.A., Backman D.G., Dutton R.E. Update to recommended best practice for verification and validation of ICME methods and models for aerospace applications. *Integr. Mater. Manuf. Innov.* 2015. Vol. 4. Iss. 1. Art. 2.
10. The American Society of Mechanical Engineers: Guide for verification and validation in computational solid mechanics. ASME, V&V, 10-2006.
11. Nosov V.K., Kononov S.A., Perevozov A.S., Nesterov P.A., Shchugorev Yu.Yu., Gladkov Yu.A. Reologicheskie svoystva splava EP742-ID v kontekste integrirovannogo vychislitel'nogo materialovedeniya i inzhiniringa (ICME). Chast' I. Rezul'taty eksperimental'nykh issledovaniy [Rheological properties of alloy EP742-ID in the context of Integrated Computing Materials Science and Engineering (ICME). Part 1. Results of experimental research]. *Izvestiya vuzov. Tsvetnaya metallurgiya*. 2018. No. 1. P. 30—42.
12. Smirnov-Alyayev G.A. Soprotivlenie materialov plasticheskomu deformirovaniyu [The resistance of materials to plastic deformation]. Leningrad: Mashinostroenie, 1978.
13. Storozhev M.V., Popov E.A. Teoriya obrabotki metallov davleniem [The theory of processing of metals pressure]. Moscow: Mashinostroenie, 1977.
14. Maslenkov S.B., Kabanov I.V., Maslenkova E.A., Abramov O.V., Mel'kumov I.N. Vliyanie temperatury i skorosti deformirovaniya na plastichnost' splava KhN62BMKTYu [Influence of temperature and speed of deformation on plasticity of KhN62BMKTYu alloy]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*. 1999. Vol. 10. P. 21—23.
15. Logunov A.V., Shmotin Yu.N. Sovremennyye zharoprochnyye nikelovyye splavy dlya diskov gazovykh turbin (materialy i tekhnologii) [Modern heat-resistant Nickel right disks for gas turbines (materials and technology)]. Moscow: Nauka i tekhnologii, 2013.
16. Okhrimenko Ya.M., Tyurin V.A. Teoriya protsessov kovki [Theory of forging processes]. Moscow: Vysshaya shkola, 1977.
17. Byakov L.I., Vladimirov S.A., Shadskii A.A. Issledovanie neravnomernosti plasticheskoi deformatsii pri osadke v oblasti mal'nykh stepenei deformatsii [Research of unevenness of plastic deformation at draft in the field of small extents of deformation]. *Tekhnologiya legkikh splavov*. 1982. Vol. 1. P. 25—29.
18. Polukhin P.I., Gun G.Ya., Galkin A.M. Soprotivlenie plasticheskoi deformatsii metallov i splavov: Spravochnik [The resistance to plastic deformation of metals and alloys: Reference]. Moscow: Metallurgiya, 1983.
19. Zolotarevskii V.S. Mekhanicheskie svoystva metallov [Mechanical properties of metals]. Moscow: Metallurgiya, 1983.
20. Berdin V.K., Berdin N.V., Luk'yanov V.V. Uprugo-vyazko-plasticheskoe povedenie materiala v zadachakh chislennogo modelirovaniya odnoosnogo szhatiya, rastyazheniya i chistogo sdviga [Elastic and visco-plastic behavior of material in problems of numerical modeling of monoaxial compression, stretching and clean shift]. *Kuznechno-shtampovoye proizvodstvo. Obrabotka materialov davleniem*. 2015. Vol. 3. P. 33—42.
21. Gorelik S.S., Dobatkin S.V., Kaputkina L.M. Rekristallizatsiya metallov i splavov [Recrystallization of metals and alloys]. Moscow: MISIS, 2005.
22. Polukhin P.I., Gorelik S.S., Vorontsov V.K. Fizicheskie osnovy plasticheskoi deformatsii [The physical bases of plastic deformation]. Moscow: Metallurgiya, 1982.
23. Meking Kh., Gotshtein G. Vozvrat i rekristallizatsiya v protsesse deformatsii. Rekristallizatsiya metallicheskiykh materialov [The recovery and recrystallization during deformation. Recrystallization of metallic materials]. Moscow: Metallurgiya, 1982.
24. Subramanian K., Cherukuri H.P. Prediction of microstructure evolution during multi-stand shape rolling of nickel-base superalloys. *Integr. Mater. Manuf. Innov.* 2014. Vol. 3. Iss. 1. Art. 27.
25. Liu Y.X., Lin Y.C., Li H.B., Wen D.X., Chen X.M., Chen M.S. Study of dynamic recrystallization in Ni-based superalloy by experiments and cellular automation model. *Mater. Sci. Eng.* 2015. Vol. 626. P. 432—440.
26. Mignanelli P.M., Jones N.G., Perkins K.M., Hardy M.C., Stone H.J. Microstructural evolution of a delta containing nickel-base superalloy during heat treatment and isothermal forging. *Mater. Sci. Eng.* 2014. Vol. 621. P. 265—271.
27. Bombac D., Fazaring M., Kugler G., Spajic S. Microstructure development of Nimonic 80A superalloy during hot deformation. *Mater. Geoenvironment*. 2008. Vol. 55. No. 3. P. 319—328.
28. Gabb T.P., Kantzos P.T., Palsa B., Telesman J., Gayda J., Sudbrack C. Fatigue failure modes of the grain size transition zone in a dual microstructure disk. In: *Superalloys 2012: 12th Intern. symp.* (Champion, Pennsylvania, USA, 9—13 Sept. 2012). Pittsburgh, PA: TMS, 2012. P. 63—72.
29. Mitchell R.J., Lemsky J.A., Ramanathan R., Li H.Y., Perkins K.M., Connor L.D. Process development & microstructure & mechanical property evaluation of a dual microstructure heat treated advanced nickel disc alloy. In: *Superalloys 2008: 11th Intern. symp.* (Champion, Pennsylvania, USA, 14—18 Sept. 2008). Pittsburgh, PA: TMS, 2008. P. 347—356.