

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

Часть I. Результаты экспериментальных исследований

© 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.

Изучены реологические свойства сплава ЭП742-ИД при высокотемпературных испытаниях на сжатие цилиндрических образцов с различным отношением сходственных начальных размеров диаметра и высоты (d_0/h_0). По результатам испытаний в интервалах температур $t = 1000 \div 1150$ °С и начальных скоростей деформации $\dot{\epsilon}_0 = 3 \cdot 10^{-2} \div 3 \cdot 10^{-4}$ с⁻¹ показано, что повышение напряжения течения сжатия с ростом отношения d_0/h_0 проявляется при всех температурах и скоростях деформации с линейной зависимостью от величины $\dot{\epsilon}_0$ и отношения d_0/h_0 . Предложена методика пересчета показателей сопротивления деформации на заданное отношение сходственных размеров. Повышение напряжения течения сжатия связывается с увеличением коэффициента жесткости образцов и их удельных контактных поверхностей. Установлена температурная зависимость кажущейся энергии активации пластической деформации ($Q_{\text{деф}}$) сплава, ее связь с фазовым составом и условиями протекания процесса динамической рекристаллизации γ -твердого раствора. В температурных условиях начала развития процесса динамической рекристаллизации γ -твердого раствора (1000–1050 °С) величина $Q_{\text{деф}}$ у образцов с $d_0/h_0 = 0,75$ составляет 959 кДж/моль. Наибольшие значения $Q_{\text{деф}}$ у образцов с $d_0/h_0 = 0,75$, равные 1248 и 1790 кДж/моль, наблюдаются в области температур интенсивного растворения и коагуляции зернограницной γ' -фазы (1050–1100 °С). У образцов с $d_0/h_0 = 3,0$ в этой области температур значение $Q_{\text{деф}}$ повышается до 2277 кДж/моль. В области температур гомогенного γ -твердого раствора с зернограницными первичными и вторичными карбидами (1100–1150 °С) кажущаяся энергия активации пластической деформации снижается до 869 кДж/моль. Приведены результаты сжатия образцов сплава при однократном и многократном последовательном нагружении с различной длительностью междеформационных пауз. Показано, что метадинамическая рекристаллизация в условиях эксперимента в γ + γ' -области не совершается, а в γ -области протекает вяло.

Ключевые слова: сплав ЭП742-ИД, реологические свойства при испытаниях на сжатие.

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 I. Результаты экспериментальных исследований // Изв. вузов. Цвет. металлургия. 2018. No. 1. С. 30–42. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2018-1-30-42.

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 1. Results of experimental research

The article covers rheological properties of the EP742-ID alloy in high-temperature compression tests of cylindrical samples with different ratios of similar initial diameters and heights (d_0/h_0). The results of experimental research in the temperature range $t =$

$= 1000\div 1150$ °C and initial deformation rates $\dot{\epsilon}_0 = 3 \cdot 10^{-2} \div 3 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ have shown that an increase in compression flow stress with the growth of the d_0/h_0 ratio is observed at all temperatures and deformation rates with a linear dependence on the $\dot{\epsilon}_0$ value and the d_0/h_0 ratio. The method is proposed to recalculate deformation resistance indicators to the set ratio of similar sizes. Higher compression flow stress is connected with an increase in the coefficient of rigidity of samples and their specific contact surfaces. The dependence of apparent activation energy of alloy plastic deformation (Q_{def}), its relationship with the phase structure and conditions of the process of γ solid solution dynamic recrystallization is established. In the temperature conditions of the beginning of γ solid solution dynamic recrystallization process (1000–1050 °C) the Q_{def} value for $d_0/h_0 = 0,75$ samples is 959 kJ/mol. The highest Q_{def} values for $d_0/h_0 = 0,75$ samples of 1248 and 1790 kJ/mol are observed in the range of temperatures of intensive grain boundary γ' -phase dissolution and coagulation (1050–1100 °C). Samples with $d_0/h_0 = 3,0$ in this temperature range have Q_{def} up to 2277 kJ/mol. The apparent activation energy of plastic deformation decreases to 869 kJ/mol in the range of temperatures of homogeneous γ solid solution with grain-boundary primary and secondary carbides (1100–1150 °C). The paper provides the results of alloy sample compression at single and repeated consecutive loading with various times of pauses between deformations. It is shown that meta dynamic recrystallization under experimental conditions does not occur in the $\gamma + \gamma'$ -range, and occurs inertly in the γ -range.

Keywords: EP742-ID alloy, rheological properties in compression tests.

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 integrirovannogo vy-chislitel'nogo materialovedeniya i inzhiniringa (ISME). Chast' I. Rezul'taty eksperimental'nykh issledovaniy. *Izv. vuzov. Tsvet. metallurgiya*. 2018. No. 1. P. 30–42. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2018-1-30-42.

Введение

Задачи и методы управления процессами термомеханической обработки (ТМО) деформируемых заготовок из жаропрочных никелевых сплавов с прогнозированием структуры и свойств на протяжении всего цикла производства полуфабрикатов наиболее полно сформулированы в проекте интегрированного вычислительного материаловедения и инжиниринга (integrated computational materials engineering — ICME) [1–5] и проекте генома материалов (materials genome initiative — MGI) [6]. Комплексный подход к моделированию полного цикла ТМО с последующим инженерным применением его результатов заключается в одновременном и/или последовательном использовании программных средств, разработанных на основе физических и математических моделей на всех иерархических уровнях — от электронного до континуального.

Для прогнозирования и управления структурой при моделировании применяют несколько методов. В первом, основанном на модели ИМАК, для прогнозирования доли и окончательного размера рекристаллизованного зерна разрабатываются уравнения кинетики статической и динамической рекристаллизаций в зависимости от температуры, степени, скорости и времени деформации [7–9]. Второй метод, с более высокими возможностями прогнозирования, использует алгоритм CELLULAR AUTOMATA (методы CA, CAFE, CAFÉ-ANN). Эта модель учитывает дополнительно кристаллографическую ориентацию зерен, разориентацию границ зерен, плотность дислокаций [10–12]. Метод PHASE-FIELD (PFM) реализует моделирование фазовых областей, прогнозирование формирования, морфологии, роста зерна и дисперсных внутризеренных и межзеренных упрочняющих

фаз с учетом термодинамических движущих сил эволюции микроструктуры [13–15]. Валидацию и верификацию расчетных значений доли динамически рекристаллизованного зерна и его размера выполняют с помощью EBSD-анализа [7, 16, 17]. В частности, программные комплексы технологического моделирования процессов обработки металлов давлением (ОМД) DEFORM [18] и QFORM [19] содержат модули прогнозирования структурного состояния и размера зерна при ТМО никелевого сплава Inconel 718. Все известные методы моделирования процессовковки, штамповки и термической обработки предполагают наличие соответствующей базы данных, основанной на теоретически обоснованных и экспериментально подтвержденных разработках.

При моделировании процессов ОМД на первом этапе основная задача заключается в установлении соотношения между напряжениями и деформациями во времени в виде реологических уравнений состояния (РУС), а также связи параметров высокотемпературной деформации с фазовым и структурным состояниями [20–26]. Полученные по результатам высокотемпературных испытаний на растяжение, сжатие или кручения РУС отличаются уровнем и характером кривых течения [20, 23, 24, 26, 27]. С известным приближением их применяют в качестве исходной информации при компьютерном моделировании технологических процессов ОМД с анализом энергетических параметров, распределения напряжений, деформации, возможным прогнозированием структурного состояния и структурного строения деформируемого сплава. Для установления реологических свойств и структурного состояния при моделировании многопереходных процессовковки и штамповки дисков газотурбинных двигателей (ГТД) из жаропрочных никелевых сплавов с переменным напряженно-деформированным состоянием в каждой из операций целесообразно использовать высокотемпературные испытания на сжатие (осадку), в наибольшей степени приближенные по механической схеме деформации к процессу штамповки заготовок дисков. Действующие технологические переходы осадки и штамповки заготовок дисков с различными начальными (d_0/h_0), текущими (d_i/h_i) и конечными (d_k/h_k) соотношениями диаметров и высот заготовок сопровождаются резко отличающимися распределениями по объему компонент тензора напряжений, тензора деформации и, как следствие, структурного состояния и структурного строения [23–26].

Цель части I статьи заключалась в нормализации исходной информации о сопротивлении деформации образцов жаропрочного дискового никелевого сплава ЭП742-ИД при испытаниях на сжатие в интервале температур егоковки и штамповки в части установления влияния начальных (d_0/h_0) и текущих (d_i/h_i) соотношений размеров цилиндрических образцов на показатели сопротивления деформации для последующего их использования в части II статьи при моделировании процесса осадки экспериментальных образцов и виртуальных заготовок.

Материалы и методика проведения работы

Исходным материалом служил кованный темплет сплава ЭП742-ИД (ХН62БМКТЮ) следующего химического состава, мас. %:

Ni..... основа	Al 2,6
Cr..... 14,0	Nb 2,6
C 0,04	Mo..... 5,1
Ti 2,7	Co..... 10,05

Количество γ' -фазы в сплаве составляло 33 мас. %. Характерные температуры фазового и структурного состояний: температура полного растворения γ' -фазы (температура сольвуса) $t_{\text{пр}}^{\gamma'} = 1090$ °С; температура полного растворения вторичных карбидов $t_{\text{пр}}^c = 1180$ °С; температура неравновесного солидуса $t_s = 1280$ °С; температура начала статической рекристаллизации $t_{\text{нр}} = 1000$ °С; температура начала статической собирательной рекристаллизации $t_{\text{нсп}} = 1100$ °С.

Образцы для испытаний на сжатие изготавливали из зоны 1/2 радиуса кованого прутка $\varnothing 257$ мм со средним размером γ -зерна 200 мкм. Испытания на сжатие образцов $\varnothing 15 \times 20$ мм ($d_0/h_0 = 0,75$); $\varnothing 15 \times 15$ мм ($d_0/h_0 = 1,0$); $\varnothing 15 \times 10$ мм ($d_0/h_0 = 1,5$); $\varnothing 15 \times 7,5$ мм ($d_0/h_0 = 2,0$); $\varnothing 15 \varnothing 5$ мм ($d_0/h_0 = 3,0$) проводили в изотермических условиях без смазки в интервале температур 1000–1150 °С с постоянными скоростями деформирования (V_d), соответствующими начальным скоростям деформации $\dot{\epsilon}_0 = 3 \cdot 10^{-2} \div 3 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ при $t = 1000, 1050$ и 1075 °С. В исследованном скоростном интервале деформации образцов осуществляли многократную последовательную осадку с паузами между циклами осадки 10 мин, 1 ч и без пауз.

Сопротивление деформации сплава при задан-

ной степени деформации оценивали напряжением течения сжатия, а именно

$$\sigma_s = P_i / F_i, \quad (1)$$

где P_i — текущее усилие деформации сжатием при i -й степени деформации, которое рассчитывали по машинным диаграммам с учетом изменения жесткости системы «машина—образец» в процессе деформации [28]; $F_i = F_0 h_0 / h_i$ — текущая площадь торцевого сечения образца без учета бочкообразности; h_0 и h_i — соответственно начальная и текущая высота образца. Все остальные расчеты для текущих высот образцов вели при действительной (истинной) скорости деформации: $\dot{\epsilon}_i = V_d / h_i$.

Для аналитического представления зависимости напряжения течения сжатия от термомеханических параметров деформации кривые текущей скорости деформации σ_s — ϵ_h образцов аппроксимировали следующей зависимостью [29, 30]:

$$\sigma_s = a_0 \epsilon_h^{a_1} \exp(a_2 \epsilon_h) \dot{\epsilon}_i^{a_3} \exp(a_4 t), \quad (2)$$

где $\epsilon_h = \ln(h_0/h_i)$ — логарифмический коэффициент деформации; $\dot{\epsilon}_i$ — истинная скорость деформации, с^{-1} ; t — температура деформации, $^{\circ}\text{C}$; a_0 — a_4 — числовые коэффициенты уравнения регрессии, определяемые в процессе аппроксимации.

Для анализа металлофизических механизмов деформации сплава с переменным фазовым составом вследствие уменьшения объемной доли γ' -фазы с повышением температуры использовали кос-

венные методы: определение кажущейся энергии пластической деформации ($Q_{\text{деф}}$); многократную последовательную осадку образцов с различной длительностью последеформационных пауз; анализ зависимостей σ_s от температуры, степени и скорости деформации, а также данные микроструктурного анализа.

Энергию активации пластической деформации оценивали, используя соотношение Зинера—Холломоны:

$$\sigma_s = f(\dot{\epsilon}_i \exp[Q_{\text{деф}}/(RT)]), \quad (3)$$

где σ_s , МПа — напряжение течения сжатия при постоянной степени деформации ϵ_h ; $\dot{\epsilon}_i$ — истинная скорость деформации, с^{-1} ; $Q_{\text{деф}}$ — кажущаяся энергия пластической деформации в заданном интервале температур, кДж/моль; R — универсальная газовая постоянная, кДж/моль; T — температура деформации, К.

Принимая величину σ_s постоянной на установившейся стадии течения с $d\sigma_s/d\epsilon_h \approx 0$ (рис. 1), а функцию (3) как натуральный логарифм и дифференцируя по $1/T$, получим:

$$d\sigma_s/d(1/T) = d\ln\dot{\epsilon}_i/d(1/T) + Q_{\text{деф}}/R. \quad (4)$$

При постоянном значении σ_s :

$$d\ln\dot{\epsilon}_i/d(1/T) = -Q_{\text{деф}}/R, \quad (5)$$

тангенс угла наклона линейной зависимости $\ln\dot{\epsilon}_i$ — $1/T$ будет равен $-Q_{\text{деф}}/R$.

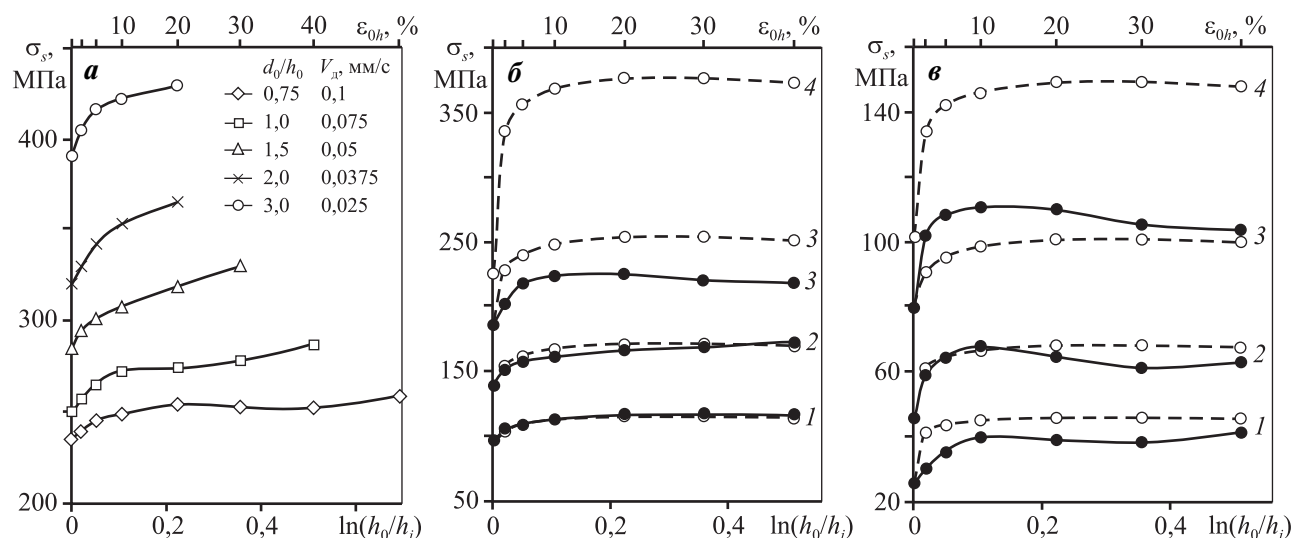


Рис. 1. Зависимости σ_s — ϵ_h сплава ЭП742-ИД с различным отношением d_0/h_0 (а) и скоростью деформации $\dot{\epsilon}_0$ (б, в) при $t = 1050$ $^{\circ}\text{C}$ и $\dot{\epsilon}_0 = 5 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ (а), $t = 1075$ $^{\circ}\text{C}$ (б) и 1150 $^{\circ}\text{C}$ (в)

б, в: $d_0/h_0 = 0,75$; $\dot{\epsilon}_0, \text{с}^{-1} = 3 \cdot 10^{-4}$ (1), $3 \cdot 10^{-3}$ (2), $3 \cdot 10^{-2}$ (3) и $3 \cdot 10^{-1}$ (4)

Сплошные линии — экспериментальные результаты, штриховые — аппроксимированные данные

Результаты исследований

Результаты испытаний на сжатие образцов с различным отношением d_0/h_0 при постоянном $d_0 = 15$ мм, как и в работе [31], свидетельствуют, что с уменьшением высоты h_0 , т.е. соответствующим увеличением d_0/h_0 , возрастают напряжения течения сжатия σ_s . При $t = 1050$ °С и $\dot{\epsilon}_0 = 5 \cdot 10^{-3}$ с⁻¹ повышение d_0/h_0 с 0,75 до 3,0, несмотря на 4-кратное снижение V_d у образцов с $d_0/h_0 = 3,0$ по сравнению с образцами с $d_0/h_0 = 0,75$, увеличивает σ_s при относительной степени деформации $\epsilon_{0h} = 20$ % с 254 до 429 МПа (см. рис. 1, а). По результатам испытаний на сжатие с применением метода наименьших квадратов рассчитаны коэффициенты уравнения регрессии (2): $a_0 = 293198592$; $a_1 = 0,0615$; $a_2 = -0,2086$; $a_3 = 0,1704$; $a_4 = -0,0123$. Полученные аналитические зависимости использованы при расчетах для неисследованных экспериментально температур, скоростей и степеней деформации. На рис. 1, б и в приведены экспериментальные и аппроксимированные зависимости $\sigma_s - \epsilon_h$ для образцов с $d_0/h_0 = 0,75$.

Эффект повышения σ_s с увеличением d_0/h_0 сохраняется во всем исследованном интервале температур и скоростей деформации (рис. 2). Скоростные зависимости напряжения течения сжатия при $\epsilon_{0h} = 10 \div 40$ % при всех температурах и скоростях деформации носят линейный характер с коэффициентом скоростного упрочнения $m = d \lg \sigma_s / d \lg \dot{\epsilon}_t = 0,13 \div 0,22$ (см. рис. 2). Более высокие значения $m = 0,20 \div 0,22$ характерны для температур γ -области ($t_{\text{пр}} < 1090$ °С) при всех отношениях d_0/h_0 .

Установленное влияние отношения d_0/h_0 на по-

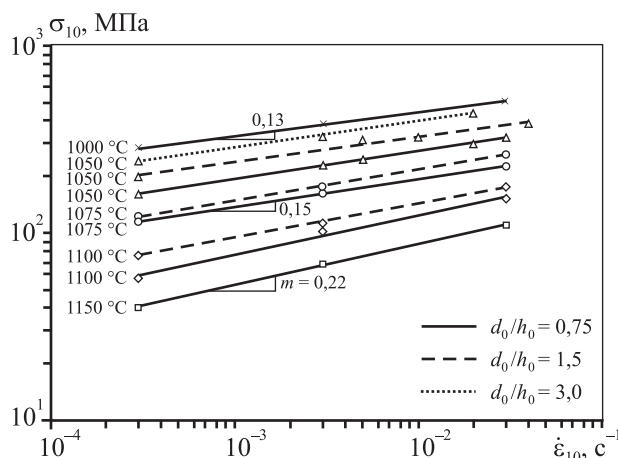


Рис. 2. Зависимости $\lg \sigma_{10} - \lg \dot{\epsilon}_{10}$ при $\epsilon_{0h} = 10$ % сплава ЭП742-ИД

казатели сопротивления образцов сплава ЭП742-ИД при постоянном $d_0 = 15$ мм обусловлено изменением двух основных взаимообусловленных факторов: коэффициента жесткости образцов и баланса их удельных контактных, свободных и суммарных поверхностей. Коэффициент жесткости образца в пределах упругой области равен [26]:

$$K_{\text{ж}} = EF_0/h_0, \quad (6)$$

где E — модуль упругости сплава, МПа.

При постоянном модуле упругости влияние d_0/h_0 на $K_{\text{ж}}$ описывается линейной зависимостью:

$$K_{\text{ж}} = 11,8Ed_0/h_0. \quad (7)$$

Начальные удельные суммарные (K_{β}), контактные торцевые (K_F) и свободные (K_S) поверхности цилиндрических образцов в общем виде характеризуются, соответственно, следующими выражениями [25]:

$$K_{\beta} = (2F_0 + S_0)/V_0 = 2/h_0 + 4/d_0, \quad (8)$$

$$K_F = 2F_0/V_0 = 2/h_0, \quad (9)$$

$$K_S = S_0/V_0 = 4/d_0, \quad (10)$$

где V_0 — объем образца, S_0 — площадь свободной поверхности (боковых поверхностей), F_0 — площадь контактной поверхности.

При принятом в работе постоянном $d_0 = 15$ мм уравнение (8) соответственно для деформаций 0, 10 и 50 % принимает вид

$$K_{\beta 0} = 0,133d_0/h_0 + 0,27, \quad (11)$$

$$K_{\beta 10} = 0,148d_0/h_0 + 0,253, \quad (12)$$

$$K_{\beta 50} = 0,258d_0/h_0 + 0,188. \quad (13)$$

Из анализа уравнений (11)—(13) следует, что для постоянного d_0 с повышением отношения d_0/h_0 при равенстве абсолютных значений контактных поверхностей и одинаковых относительных степенях деформации удельные суммарные и контактные поверхности линейно возрастают. Удельные свободные поверхности снижаются с развитием деформации, но при равных степенях деформации не зависят от отношения d_0/h_0 .

Моделирование и основанное на нем прогнозирование формирующихся в процессе горячей пластической деформации структурного состояния и структурного строения многокомпонентного сплава ЭП742-ИД невозможно без учета осо-

бенностей фазовых и структурных превращений, происходящих в процессах нагрева, охлаждения и собственно пластической деформации.

Для физического описания механизмов высокотемпературной пластической деформации анализируется корреляция величины $Q_{\text{деф}}$ со значениями объемной ($Q_{\text{об}}$) или граничной ($Q_{\text{г}}$) энергий активации диффузии [7–17, 21, 22, 32, 33]. При этом основываются на том, что именно диффузионные процессы контролируют многостадийные динамические процессы возврата и рекристаллизации [20–22, 32, 33]. Поскольку высокотемпературная пластическая деформация является сложным многофакторным процессом с одновременным протеканием нескольких элементарных процессов, полученные значения $Q_{\text{деф}}$ рассматривают как кажущуюся энергию активации пластической деформации [21, 22, 33]. Величина $Q_{\text{деф}}$ является интегральной характеристикой, отражающей энергию активации пластической деформации всего объема образца без привязки к характерным приконтактным, центральным и периферийным объемам.

По расчетам в интервале температур 1000–1050 °C ($\gamma + \gamma'$ -область, соответствующая началу развития процесса динамической рекристаллизации (ДР)) при $\sigma_s = 300$ МПа, $m = 0,13$ и $\epsilon_{0h} = 10\%$ у образцов с $d_0/h_0 = 0,75$ величина $Q_{\text{деф}} = 1004,5$ кДж/моль. В той же фазовой области при $t = 1050 \div 1075$ °C, $\sigma_s = 160$ и 300 МПа значение $Q_{\text{деф}}$ возрастает до 1180 кДж/моль. У образцов с $d_0/h_0 = 1,5$ при $t = 1050 \div 1075$ °C и $\sigma_s = 200$ МПа этот показатель существенно выше: $Q_{\text{деф}} = 2277,1$ кДж/моль. У образцов с $d_0/h_0 = 0,75$, осажденных в γ -области при $t = 1100 \div 1150$ °C ($m = 0,22$) $Q_{\text{деф}}$ снижается до 959,9 кДж/моль. В интервале температур 1075–1100 °C, включающем две фазовые области ($\gamma + \gamma'$ и γ), $Q_{\text{деф}} = 1689$ кДж/моль. При $\epsilon_{0h} = 40\%$ на установившейся стадии течения в температурных диапазонах 1000–1050, 1050–1075, 1075–1100 и 1100–1150 °C соответственно $Q_{\text{деф}} = 959, 1248, 1790$ и 869 кДж/моль (рис. 3). Температурный интервал 1050–1100 °C повышенной $Q_{\text{деф}}$ соответствует фазовой $\gamma + \gamma'$ -области интенсивного растворения [34] и коагуляции γ' -фазы [35].

Основным термически активируемым процессом разупрочнения при высокотемпературной деформации никелевых сплавов является динамическая рекристаллизация γ -твердого раствора [34–38], а структура, формирующаяся в процессе горячей пластической деформации, термодинами-

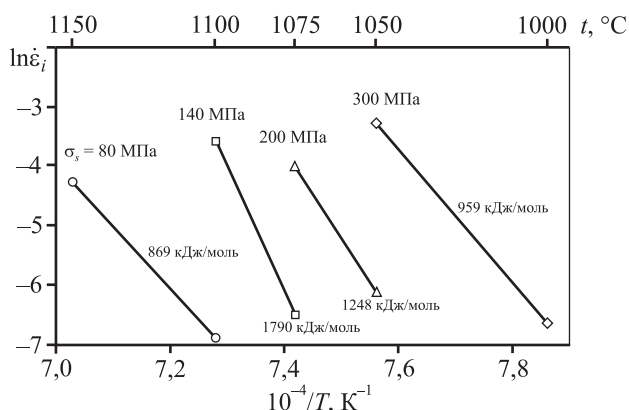


Рис. 3. Зависимость $\ln \dot{\epsilon}_i - 10^4/T$ образцов $\varnothing 15 \times 20$ мм сплава ЭП742-ИД при $\epsilon_{0h} = 40\%$

чески неравновесна. Поэтому структурное состояние (рекристаллизованное, полигонизованное, горячего наклепа) и структурное строение (морфология γ -зерна и дисперсных частиц γ' -фазы) сплава формируются не только в процессе самой пластической деформации, но и в постдинамических процессах разгрузки и охлаждения. При многократной последовательной осадке с $\epsilon_{0h} = 10 \div 50\%$ между циклами реализуются два вида машинных диаграмм $P-\Delta h$ (рис. 4). Первый вид (рис. 4, а, б) с усилием осадки при повторном цикле, превышающем усилие окончания предыдущего цикла, отмечен у образцов при $t = 1000 \div 1075$ °C и $\dot{\epsilon}_0 = 3 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ ($\gamma + \gamma'$ -область). Другой вид диаграмм свойственен деформации в γ -области при $t = 1100 \div 1150$ °C, когда повторная осадка сопровождается снижением усилия (рис. 4, в). Различие между σ_s при $\epsilon_{0h} = 10 \div 50\%$ в одном цикле и $\sigma_{0,2}$ при последующем цикле осадки не превышает 12 МПа. Уве-

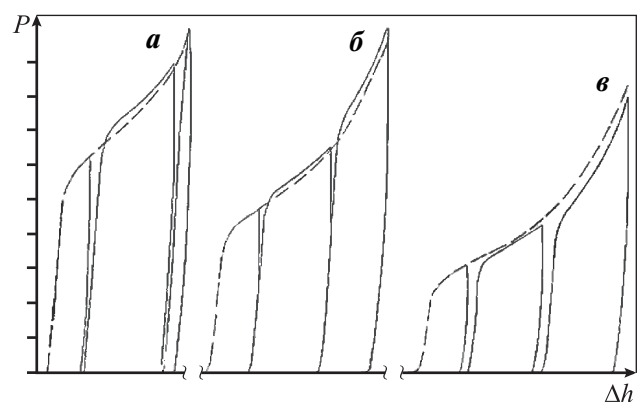


Рис. 4. Диаграммы $P-\Delta h$ образцов $\varnothing 15 \times 20$ мм сплава ЭП742-ИД при однократном (штриховые) и многократном последовательном (сплошные линии) нагружении с $\dot{\epsilon}_0 = 3 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ при $t = 1050$ (а), 1075 (б) и 1100 (в) °C

личение междеформационных пауз до 10 мин и 1 ч с выдержкой при температурах осадки, а также паузы с охлаждением на воздухе тех же длительностей не изменяют вида машинных диаграмм.

По данным микроструктурного анализа в процессе осадки с $\varepsilon_{0h} = 50\%$ при $t = 1100\text{ °C}$, $\dot{\varepsilon}_0 = 3 \cdot 10^{-2}\text{ с}^{-1}$ и последующего охлаждения на воздухе в центре меридиального сечения образцов $\varnothing 15 \times 20\text{ мм}$ формируется механическая текстура деформации

с потенциальными местами зарождения центров рекристаллизации на границах зерен, в полосах сдвига и переходных полосах (рис. 5, а).

Большая продолжительность деформации и, как следствие, увеличение кинетических условий развития динамической рекристаллизации способствуют получению при $t = 1100\text{ °C}$ и $\dot{\varepsilon}_0 = 3 \cdot 10^{-4}\text{ с}^{-1}$ неоднородной частично рекристаллизованной структуры (рис. 5, б).

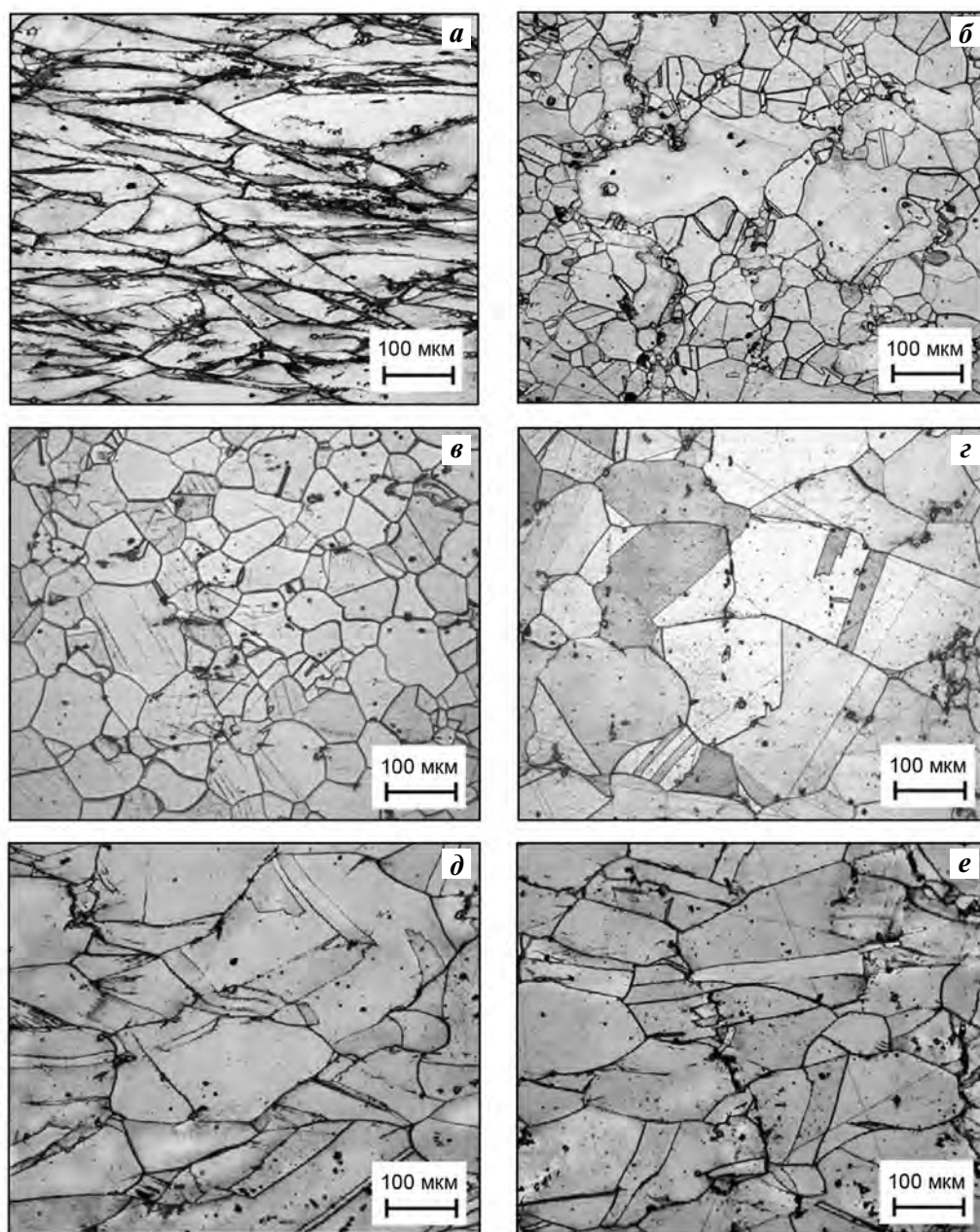


Рис. 5. Микроструктура образцов $\varnothing 15 \times 20\text{ мм}$ сплава ЭП742-ИД после испытаний на сжатие с $\varepsilon_{0h} = 50\%$ при температурах 1100 °C (а, б, д, е) и 1150 °C (в, г) в центре меридиального сечения (а–г), на расстоянии 1 мм от торца центрального сечения (д) и края периферии (е) а, в, д, е – $\dot{\varepsilon}_0 = 3 \cdot 10^{-2}\text{ с}^{-1}$; б, г – $\dot{\varepsilon}_0 = 3 \cdot 10^{-4}\text{ с}^{-1}$

Повышение температуры и снижение $\dot{\epsilon}_0$ при деформации в γ -области сопровождаются тенденцией укрупнения зерна (рис. 5, в, г). Последнее во многом обусловлено временем деформации, которое у образцов $\varnothing 15 \times 20$ мм при $\epsilon_{0h} = 50\%$ с $\dot{\epsilon}_0 = 3 \cdot 10^{-2}$ и $3 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ составляет 17 с и 28 мин соответственно. Микроструктура осаженных образцов характеризуется высокой неоднородностью в приконтактной, центральной и периферийной зонах (рис. 5) вследствие известной неравномерности распределений напряжений и деформаций по объему [23–25].

Обсуждение результатов

Первичными входными данными всех систем моделирования структурного состояния и структурного строения при штамповке заготовок дисков являются зависимости $\sigma_s - \epsilon_h$, полученные по результатам испытаний на сжатие [7–17]. Разработанные на их основе аналитические и физические модели должны адекватно отражать реальные технологические переходы осадки, штамповки по таким ключевым параметрам, как геометрия заготовки, температура, время, скорость, степень деформации. Кроме того, они должны быть интегрированы в систему автоматизированного управления гидравлическим прессом по температуре заготовки, скорости деформирования и степени деформации.

Во многих ранее опубликованных работах исследования реологических свойств никелевых сплавов при испытаниях на сжатие и создание по их результатам физических и математических моделей горячей деформации проводились на образцах с различным отношением сходственных размеров диаметра и высоты. Так, использовались образцы $\varnothing 16 \times 24,6$ мм [7], $\varnothing 8 \times 12$ мм [9], $\varnothing 10 \times 16$ мм [32]. В некоторых работах вообще не приводятся размеры образцов. Подобный подход ограничивает применение полученных реологических свойств в качестве базы данных при технологическом моделировании осадки и торцевой штамповки широкой номенклатуры реальных геометрически подобных заготовок с различным отношением d_0/h_0 . Полученные в настоящей работе результаты по влиянию d_0/h_0 на σ_s качественно согласуются с данными [23–25] и результатами моделирования, выполненного авторами [31] в программном комплексе ANSYS с использованием модели мультимедийного упрочнения материала цилиндри-

ческих образцов, имеющих $d_0 = 10$ мм и $h_0 = 16,8$ и 4 мм.

На основе экспериментальных данных по сопротивлению деформации сплава с конкретным отношением d_0/h_0 и средним размером зерна D_{cp} допустимо с экспериментально подтвержденным и статистически обоснованным приближением распространение их на произвольные соотношения d_0/h_0 . Например, при $D_\gamma = 200$ мкм, $t = 1050$ °C и $\dot{\epsilon}_0 = 5 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ показатели сопротивления деформации сплава выражаются уравнениями

$$\sigma_{0,2} = 82,5d_0/h_0 + 174, \quad (14)$$

$$\sigma_{10} = 84,1d_0/h_0 + 195, \quad (15)$$

$$\sigma_{30} = 118,6d_0/h_0 + 164, \quad (16)$$

что свидетельствует об интенсификации роста зависимости σ_s от d_0/h_0 с развитием деформации.

Номенклатура дисков из никелевых сплавов содержит широкий размерный ряд диаметров и высот исходных заготовок под осадку и шайб под окончательную штамповку. Степень деформации в простейших переходах осадки некоторых штампованных заготовок дисков достигает 85 % от суммарной степени деформации полотна штампованной заготовки диска. Именно при осадке закладывается основное формирование структуры, наследуемой штампованной заготовкой. Поэтому только системные данные о реологических свойствах образцов с различным отношением d_0/h_0 , понимание физической природы влияния этого отношения на σ_s в совокупности с информацией о гамме исходных структур конкретного сплава могут быть успешно использованы в качестве динамической базы данных при технологическом моделировании с прогнозом структурного состояния и структурного строения деформируемых заготовок.

В перечисленных выше моделях IMAK, СА, SAFE и PFM для понимания физических процессов, контролирующих эволюцию структуры при горячей пластической деформации, и их связи с реологическими свойствами большое внимание уделяется определению величины $Q_{\text{деф}}$ и ее сопоставлению с граничной и объемной диффузиями.

Согласно данным [22], энергия активации диффузии по границам зерен никеля, бинарных сплавов никеля с 10, 20 ат.% Cr и сплава MAR-M200 составляла $Q_r = 115$ кДж/моль. Объемная энергия активации в этих сплавах существенно выше — $Q_{06} = 284 \div 293$ кДж/моль.

По литературным данным энергия активации пластической деформации жаропрочных никелевых сплавов имеет широкий спектр значений — от 106 до 1552 кДж/моль. Причем $Q_{\text{деф}}$ возрастает с увеличением размера γ -зерна, повышением степени легирования γ -твердого раствора и ростом объемной доли γ' -фазы. Кроме того, упрочнение дисперсными частицами объема и границ зерна затрудняет динамическую рекристаллизацию [33]. У сплава UDIMET720, имеющего 32 % γ' -фазы и $D_\gamma = 300$ мкм, при испытаниях на сжатие образцов $\varnothing 7 \times 10$ мм в интервалах $t = 1100 \div 1150$ °C (ниже температуры сольвуса, равной 1153 °C) и $\dot{\epsilon}_i = 0,01 \div 1,0$ с⁻¹ с линейной зависимостью $\ln \sigma_s - \ln \dot{\epsilon}_i$ получена величина $Q_{\text{деф}} = 1230$ кДж/моль [38]. В том же интервале температур при $\dot{\epsilon}_i = 0,001$ с⁻¹, когда не соблюдается линейная зависимость $\ln \sigma_s - \ln \dot{\epsilon}_i$, после калибровки с использованием температурно-скоростного компенсационного параметра Зинера—Холломана $Q_{\text{деф}} = 1552$ кДж/моль. По данным работы [12], у сплава GTD-111 с объемной долей γ' -фазы до 45 % в интервале $t = 750 \div 950$ °C при напряжении течения растяжением $\sigma_s = 250$ МПа наблюдается повышение $Q_{\text{деф}}$ со 106 до 675 кДж/моль. У близкого к нему по составу сплава IN738LC при сжатии в интервалах $t = 1000 \div 1200$ °C и $\dot{\epsilon}_i = 0,01 \div 1,0$ с⁻¹ получили $Q_{\text{деф}} = 950$ кДж/моль [39]. Обращает внимание тот факт, что у сплава IN718 с мелкозернистой структурой (6,9—8,2 нм) $Q_{\text{деф}}$ зависит от коэффициента скоростного упрочнения m и составляет 179,39 кДж/моль при $T = 1173 \div 1218$ К и 345,4 кДж/моль при $T = 1218 \div 1248$ К [40]. Отдельного внимания в вышеперечисленных работах при принятых температурах испытаний и временах выдержки нагрева (10—15 мин) заслуживает достаточность времени достижения фазового $\gamma + \gamma'/\gamma$ -равновесия.

Высокотемпературная пластическая деформация сопровождается совокупностью параллельно накладывающихся динамических элементарных физических процессов упрочнения и разупрочнения. Термически активируемые динамические процессы разупрочнения, движущей силой которых является запасенная энергия деформации, включают многостадийные динамические процессы совершенствования кристаллического строения возврата и рекристаллизации. Степень и последовательность их развития зависят от уровня запасенной энергии деформации, температуры и времени деформации. Динамические внутри- и межзеренные процессы упрочнения, обуслов-

ленные пластической деформацией (повышение плотности дислокаций, образование ячеистой структуры, искажения кристаллической решетки, инициированное деформацией выделение дисперсных упрочняющих фаз и др.), выражаются в повышении запасенной энергии деформации, формировании термодинамически нестабильного состояния и росте σ_s с повышением ϵ_H .

Рассматривая процесс динамической рекристаллизации (ДР) в качестве основного термически активируемого процесса разупрочнения в жаропрочных никелевых сплавах, проводят аналогию с процессами их статической рекристаллизации (СР) [41]. Так, уравнение М. Авраами, установленное для описания кинетики изотермической СР, используют для расчета доли объема и размера динамически рекристаллизованного зерна [7—17].

В температурном интервале 1000—1050 °C фазовый состав сплава ЭП742-ИД представлен γ -твердым раствором и постепенно уменьшающимся с повышением температуры количеством дисперсной, преимущественно зернограницной γ' -фазы, вторичными (Me_xC_y) и первичными (MeC) карбидами [34—37]. При нагреве в диапазоне $t = 900 \div 1100$ °C в течение 4, 8 и 16 ч в сплаве ЭП742-ИД не наблюдается роста исходного ($D_\gamma = 65$ мкм) γ -зерна [36]. В совокупности высокое твердорастворное упрочнение γ -фазы, дисперсные зернограницные частицы γ' -фазы и карбидов затормаживают ДР и обуславливают высокие значения $Q_{\text{деф}} = 959 \div 1004,5$ кДж/моль у сплава ЭП742-ИД, как и у сплавов GTD-111, UDIMET720, IN738LC при близких отношениях d_0/h_0 .

Интервал температур 1050—1100 °C характеризуется интенсивным растворением зернограницной γ' -фазы [34], ускоряющим ДР, и ее коагуляцией [35], затормаживающей ДР и зернограницную деформацию. В совокупности преобладающее действие двух последних факторов определяет рост $Q_{\text{деф}}$ (см. рис. 3). Подобное действие интенсивного растворения и коагуляции γ' -фазы на условия зернограницной деформации, ускорение/торможение ДР и значения $Q_{\text{деф}}$, к сожалению, носит описательный характер в силу высокой неопределенности количественной оценки их раздельного влияния.

В области температур гомогенного γ -твердого раствора (1100—1150 °C) с зернограницными первичными и вторичными карбидами у сплава ЭП742-ИД величина $Q_{\text{деф}}$ существенно ниже (см. рис. 3) и контролируется термически активиру-

емым процессом ДР γ -фазы с сопутствующими упрочняющими внутри- и межзеренными процессами пластической деформации. По аналогии, в условиях СР при температурах нагрева выше 1100 °С отмечается [36] бурный рост зерна сплава ЭП742-ИД, усиливающийся при более продолжительном времени изотермической выдержки. Увеличение времени выдержки до 16 ч при $t = 1150$ °С приводит к росту D_γ с 65 до 270 мкм. Протекание ДР с укрупнением γ -зерна при $t = 1150$ °С со снижением скорости деформации подтверждается данными микроструктурного анализа (см. рис. 5, в, з). В этом температурном диапазоне скорость деформации, температура и время пластической деформации определяют кинетику роста зерна в процессе ДР.

Известно [33], что при $\dot{\epsilon}_i > 4 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ только в условиях динамического возврата $Q_{\text{деф}}$ имеет значения, близкие к значениям энергии активации самодиффузии, а в условиях ДР — значительно их превышающие. Таким образом, подтверждается тот факт, что процесс ДР подчиняется законам диффузии. Диффузия контролирует скорость ДР, но не является ее основным механизмом [33].

Вероятность распознавания и оценки процессов постдинамического разупрочнения путем метадинамической рекристаллизации или постдинамического упрочнения [26, 42] со снижающимся/увеличивающимся σ_s при разгрузке и охлаждении косвенным методом многократной последовательной осадки затрудняется вследствие «скрытых» динамических факторов роста σ_s с повышением ϵ_h .

Кроме упрочняющих процессов собственно пластической деформации такими «скрытыми» динамическими факторами роста σ_s с повышением ϵ_h являются увеличение текущих значений d_i/h_i и нарастающая действительная скорость деформации $\dot{\epsilon}_i$ при постоянной в условиях настоящей работы величине V_d (см. таблицу).

У образцов с $d_0/h_0 = 3,0$ в сравнении с образцами, имеющими $d_0/h_0 = 0,75$, при $\dot{\epsilon}_0 = 3 \cdot 10^{-2}$, $3 \cdot 10^{-3}$, $3 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$, $t = 1075$ °С и $\epsilon_{0h} = 10$ % прирост σ_{10} от 4-кратного увеличения d_0/h_0 составляет 229,2, 163,8 и 127,4 МПа соответственно. У образцов с $d_0/h_0 = 0,75$ прирост σ_{10} от повышения величины $\dot{\epsilon}_0$ на порядок в тех же условиях деформации с $m = 0,15$ не превышает 60 МПа. Поскольку влияние коэффициента жесткости образцов (K_x) компенсируется методикой расчета кривых упрочнения $\sigma_s - \epsilon_h$, то основными факторами, определяющими

Текущие значения d_i/h_i и $\dot{\epsilon}_i$ при различных степенях деформации образцов $\varnothing 15 \times 20$ мм ($d_0/h_0 = 0,75$)

$\epsilon_{0h}, \%$	d_i/h_i	$\dot{\epsilon}_i, 10^{-2} \text{ с}^{-1}$
0	0,75	3,0
10	0,88	3,3
20	1,05	3,75
30	1,28	4,3
40	1,62	5,0
50	2,12	6,0

увеличение σ_s с повышением d_0/h_0 (d_i/h_i), являются рост контактных поверхностей (K_F) и сопутствующее изменение напряженно-деформированного состояния (НДС). Методика количественной оценки влияния K_F в дополнение к описательному характеру содержит процедуру расчетов, сравнительного металлографического анализа, анализа НДС, калибровки и не является предметом настоящей работы.

Выводы

1. Повышение напряжения течения сжатия сплава ЭП742-ИД в интервалах температур 1000—1150 °С и начальных скоростей деформации $\dot{\epsilon}_0 = 3 \cdot 10^{-2} \div 3 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ с ростом отношения d_0/h_0 проявляется при всех температурах и скоростях деформации с линейной зависимостью от скорости деформации и отношения d_0/h_0 и обусловлено увеличением коэффициента жесткости образцов и их удельных контактных поверхностей.

2. Температурно-скоростная зависимость кажущейся энергии активации пластической деформации сплава отражает процесс динамической рекристаллизации γ -твердого раствора в условиях растворения и коагуляции дисперсных зернограницных частиц γ' -фазы и карбидов.

3. Метадинамическая рекристаллизации сплава в условиях эксперимента в $\gamma + \gamma'$ -области не совершается, а в γ -области протекает вяло.

Литература

1. Integrated computational materials engineering: A transformational discipline for improved competitiveness and national security. 1st ed. Washington, DC: The National Academies Press, 2008.
2. Horstemeyer M.F. Integrated computational materials engineering (ICME) for metals. Warrendale: The Minerals,

- Metals and Materials Society; Hoboken: John Wiley and Sons, 2012.
3. *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.
 4. *Arnold S.M., Holland F.A., Bednarczyk B.A., Pineda E.J.* Combining material and model pedigree is foundational to making ICME a reality // *Integr. Mater. Manuf. Innov.* 2015. Vol. 4. P. 4—30.
 5. *Allison J.* Integrated computational materials engineering: A perspective on progress and future steps // *J. Metals.* 2011. Vol. 63. No. 4. P. 15—18.
 6. Materials genome initiative for global competitiveness. URL: <https://www.whitehouse.gov/mgi> (дата обращения: 01.02.2017).
 7. *Huber D., Stotter C., Sommitsch C., Mitsche S., Poelt P., Buchmayr B., Stockinger M.* Microstructure modeling of the dynamic recrystallization kinetics during turbine disc forging of nickel superalloy Alloy 718PLusTM // *Superalloys 2008: 11th Intern. symp. (Champion, Pennsylvania, USA, 14—18 Sept. 2008).* Pittsburgh, PA: TMS, 2008. P. 855—861.
 8. *Kodzhaspirov G.E., Terentyev M.I.* Modeling the dynamically recrystallized grain size evolution of a superalloy // *Mater. Phys. Mech.* 2012. Vol. 13. No. 1. P. 70—76.
 9. *Matsui T.* Dynamic recrystallization behavior of Waspaloy during hot working // *Mater. Trans.* 2014. Vol. 55. No. 2. P. 255—263.
 10. *Chen F., Cui Z., Ou H., Long H.* Mesoscale modeling and simulation of microstructure evolution during dynamic recrystallization of a Ni-based superalloy // *Appl. Phys. A: Mater. Sci. Process.* 2016. Vol. 122. No. 10. P. 890—902.
 11. *Furrer D., Goetz R., Shen G.* Modeling and simulation of Alloy 718: Microstructure and mechanical properties // *Superalloy 718 & Derivatives: 7th Intern. symp. (Pittsburgh, Pennsylvania, USA, 10—13 Oct. 2010).* Pittsburgh, PA: TMS, 2010. P. 663—677.
 12. *Sajjadi S.A., Nategh A.S.* High temperature deformation mechanism map for the high performance Ni-base superalloy GTD-111 // *Mater. Sci. Eng.* 2001. Vol. 307. P. 158—164.
 13. *Kitashima T., Ping D.H., Wang J., Harada H.* Phase-field modeling of γ' precipitation in multi-component Ni-base superalloys // *Superalloys 2008: 11th Intern. symp. (Champion, Pennsylvania, USA, 14—18 Sept. 2008).* Pittsburgh, PA: TMS, 2008. P. 819—827.
 14. *Warnken N., Drevermann A., Ma D., Fries S.G., Steinbach I.* Development of a simulation approach to microstructure evolution during solidification and homogenization using the phase field method // *Superalloys 2008: 11th Intern. Symp. (Champion, Pennsylvania, USA, 14—18 Sept. 2008).* Pittsburgh, PA: TMS, 2008. P. 951—962.
 15. *Chen L.Q.* Phase-field method and Materials Genome Initiative (MGI) // *Mater. Sci. A.* 2014. Vol. 59. No. 15. P. 1641—1645.
 16. *Li Z., Liu B., Xu Q.* Microstructure simulation on recrystallization of an as-cast nickel based single crystal superalloy // *Comput. Mater. Sci.* 2015. Vol. 107. P. 122—133.
 17. *Azarbarmas M., Aghaie-Khafri, Cabrera J.M., Calvo J.* Dynamic recrystallization mechanisms and twinning evolution during hot deformation of Inconel 718 // *Mater. Sci. Eng.* 2016. Vol. 678. P. 137—152.
 18. DEFORM-3D — Scientific Forming Technologies Corporation. URL: <http://www.deform.com/products/> (дата обращения: 01.02.2017).
 19. QForm — Quantor Form. URL: <http://www.qform3d.ru/products> (дата обращения: 01.02.2017).
 20. *Полухин П.И., Горелик С.С., Воронцов В.К.* Физические основы пластической деформации. М.: Металлургия, 1982.
 21. *Пуарье Ж.П.* Высокотемпературная пластичность кристаллических тел. М.: Металлургия, 1982.
 22. *Фрост Г.Дж., Эшби М.Ф.* Карты механизмов деформации. Челябинск: Металлургия, Челяб. отд-ние, 1989.
 23. *Смирнов-Аляев Г.А.* Сопротивление материалов пластическому деформированию. Л.: Машиностроение, Ленингр. отд-ние, 1978.
 24. *Сторожев М.В., Попов Е.А.* Теория обработки металлов давлением. М.: Машиностроение, 1977.
 25. *Охрименко Я.М., Тюрин В.А.* Теория процессовковки: Учеб. пос. для вузов. М.: Высш. шк., 1977.
 26. *Полухин П.И., Гун Г.Я., Галкин А.М.* Сопротивление пластической деформации металлов и сплавов: Справочник. М.: Металлургия, 1983.
 27. *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. Обработка материалов давлением.* 2015. No. 3. С. 33—42.
 28. *Носов В.К., Щипунов Г.И., Овчинников А.В.* Построение кривых текучести при изотермической осадке цилиндрических образцов // *Завод. лаб.* 1988. Т. 54. No. 5. С. 82—85.
 29. *Хензель А., Шпиттель Т.* Расчет энергосиловых параметров в процессах обработки металлов давлением: Справочник. М.: Металлургия, 1982.
 30. *Харитонин С.В., Смирнов В.К., Бондин А.Р.* Сопротивление деформации углеродистых инструментальных и других легированных сталей и сплавов // *Изв. вузов. Чер. металлургия.* 1990. No. 2. С. 30—32.

31. Бердин В.К., Бердин Н.В. Моделирование одноосного сжатия цилиндрических образцов с различной исходной высотой // Кузнеч.-штамп. пр-во. Обработка материалов давлением. 2011. No. 3. С. 33—39.
32. Zhang P., Yi C., Chen G., Qin H., Wang C. Constitutive model based on dynamic recrystallization behavior during thermal deformation of a nickel-based superalloy // *Metals*. 2016. Vol. 6. No. 7. P. 161—171.
33. Горелик С.С., Добаткин С.В., Капусткина Л.М. Рекристаллизация металлов и сплавов. 3-е изд. М.: МИСиС, 2005.
34. Петрушин Н.В., Логунов А.В., Горин В.А. Структурная стабильность никелевых жаропрочных сплавов при высоких температурах // *Металловедение и терм. обраб. металлов*. 1984. No. 5. С. 36—38.
35. Логунов А.В., Шмотин Ю.Н. Современные жаропрочные никелевые сплавы для дисков газовых турбин (материалы и технологии). М.: Наука и технологии, 2013.
36. Клещев А.С., Власова О.Н., Корнеева Н.Н., Рязанова Р.Г. Исследование кинетики собирательной рекристаллизации дисперсионно-твердеющих никелевых сплавов // *Технол. легких сплавов*. 1981. No. 6. С. 53—57.
37. 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.
38. Monajati H., Jahazi M., Yue S., Taheri A.K. Deformation characteristics of isothermal forged UDIMET 720 nickel-base superalloy // *Metall. Mater. Trans. A*. 2005. Vol. 360. P. 895—905.
39. Sajjadi S.A., Chaichi A., Ezatpour H.R., Maghsoudlou A., Kalaie M.A. Hot deformation processing map and microstructural evaluation of the Ni-based superalloy Ni-738LC // *J. Mater. Eng. Perform.* 2016. Vol. 25. No. 4. P. 1269—1275.
40. Kashyap B.P., Chaturvedi M.C. Activation energy for superplastic deformation of in 718 superalloy // *Scr. Mater.* 2000. Vol. 43. P. 429—433.
41. Brown A.A., Bammann D.J. Validation of a model for static and dynamic recrystallization in metals // *Int. J. Plast.* 2012. Vol. 32—33. P. 17—35.
42. Gardner S., Li W., Coleman M., Johnston R. The effects of thermomechanical history on the microstructure of a nickel-base superalloy during forging // *Mater. Sci. Eng.* 2016. Vol. 668. P. 263—270.
1. Integrated computational materials engineering: A transformational discipline for improved competitiveness and national security. 1st ed. Washington, DC: The National Academies Press, 2008.
2. Horstemeyer M.F. Integrated computational materials engineering (ICME) for metals. Warrendale: The Minerals, Metals and Materials Society; Hoboken: John Wiley and Sons, 2012.
3. 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.
4. Arnold S.M., Holland F.A., Bednarczyk B.A., Pineda E.J. Combining material and model pedigree is foundational to making ICME a reality. *Integr. Mater. Manuf. Innov.* 2015. Vol. 4. P. 4—30.
5. Allison J. Integrated computational materials engineering: A perspective on progress and future steps. *J. Metals*. 2011. Vol. 63. No. 4. P. 15—18.
6. Materials genome initiative for global competitiveness. URL: <https://www.whitehouse.gov/mgi> (accessed: 01.02.2017).
7. Huber D., Stotter C., Sommitsch C., Mitsche S., Poelt P., Buchmayr B., Stockinger M. Microstructure modeling of the dynamic recrystallization kinetics during turbine disc forging of nickel superalloy Alloy 718PLusTM. In: *Superalloys 2008: 11th Intern. symp.* (Champion, Pennsylvania, USA, 14—18 Sept. 2008). Pittsburgh, PA: TMS, 2008. P. 855—861.
8. Kodzhaspirov G.E., Terentyev M.I. Modeling the dynamically recrystallized grain size evolution of a superalloy. *Mater. Phys. Mech.* 2012. Vol. 13. No. 1. P. 70—76.
9. Matsui T. Dynamic recrystallization behavior of Waspaloy during hot working. *Mater. Trans.* 2014. Vol. 55. No. 2. P. 255—263.
10. Chen F., Cui Z., Ou H., Long H. Mesoscale modeling and simulation of microstructure evolution during dynamic recrystallization of a Ni-based superalloy. *Appl. Phys. A: Mater. Sci. Process.* 2016. Vol. 122. No. 10. P. 890—902.
11. Furrer D., Goetz R., Shen G. Modeling and simulation of Alloy 718: Microstructure and mechanical properties. In: *Superalloy 718 & Derivatives: 7th Intern. symp.* (Pittsburgh, Pennsylvania, USA, 10—13 Oct. 2010). Pittsburgh, PA: TMS, 2010. P. 663—677.
12. Sajjadi S.A., Nategh A.S. High temperature deformation mechanism map for the high performance Ni-base superalloy GTD-111. *Mater. Sci. Eng.* 2001. Vol. 307. P. 158—164.
13. Kitashima T., Ping D.H., Wang J., Harada H. Phase-field modeling of γ' precipitation in multi-component Ni-base superalloys. In: *Superalloys 2008: 11th Intern. symp.* (Champion, Pennsylvania, USA, 14—18 Sept. 2008). Pittsburgh, PA: TMS, 2008. P. 819—827.
14. Warnken N., Drevermann A., Ma D., Fries S.G., Steinbach I. Development of a simulation approach to microstructure evolution during solidification and homogenization using

References

- the phase field method. In: *Superalloys 2008: 11th Intern. Symp.* (Champion, Pennsylvania, USA, 14–18 Sept. 2008). Pittsburgh, PA: TMS, 2008. P. 951–962.
15. Chen L.Q. Phase-field method and Materials Genome Initiative (MGI). *Mater. Sci. A*. 2014. Vol. 59. No. 15. P. 1641–1645.
 16. Li Z., Liu B., Xu Q. Microstructure simulation on recrystallization of an as-cast nickel based single crystal superalloy. *Comput. Mater. Sci.* 2015. Vol. 107. P. 122–133.
 17. Azarbarmas M., Aghaie-Khafri, Cabrera J.M., Calvo J. Dynamic recrystallization mechanisms and twinning evolution during hot deformation of Inconel 718. *Mater. Sci. Eng.* 2016. Vol. 678. P. 137–152.
 18. DEFORM-3D — Scientific Forming Technologies Corporation. URL: <http://www.deform.com/products/> (accessed: 01.02.2017).
 19. QForm — Quantor Form. URL: <http://www.qform3d.ru/products> (accessed: 01.02.2017).
 20. Polukhin P.I., Gorelik S.S., Vorontsov V.K. Fizicheskie osnovy plasticheskoi deformatsii [The physical bases of plastic deformation]. Moscow: Metallurgiya, 1982.
 21. Puar'e Zh.P. Vysokotemperaturnaya plastichnost' tel [High-temperature plasticity of crystalline bodies]. Moscow: Metallurgiya, 1982.
 22. Frost G.Dzh., Eshbi M.F. Karty mekhanizmov deformatsii [Maps of deformation mechanisms]. Chelyabinsk: Metallurgiya, Chelyabinskoye otделение, 1989.
 23. Smirnov-Alyayev G.A. Soprotivlenie materialov plasticheskomu deformirovaniyu [The resistance of materials to plastic deformation]. Leningrad: Mashinostroenie, 1978.
 24. Storozhev M.V., Popov E.A. Teoriya obrabotki metallov davleniem [The theory of processing of metals pressure]. Moscow: Mashinostroenie, 1977.
 25. Okhrimenko Ya.M., Tyurin V.A. Teoriya protsessov kovki: Uchebnoe posobie dlya vuzov [Theory of forging processes: Textbook for universities]. Moscow: Vysshaya shkola, 1977.
 26. 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.
 27. Berdin V.K., Berdin N.V., Luk'yanov V.V. Uprugo-vyazkoplasticheskoe povedenie materiala v zadachakh chislennogo modelirovaniya odnoosnogo szhatiya, rastyazheniya i chistogo sdviga. *Kuznechno-shtampovoechnoe proizvodstvo. Obrabotka materialov davleniem*. 2015. Vol. 3. P. 33–42.
 28. Nosov V.K., Shchipunov G.I., Ovchinnikov A.V. Postroenie krivyykh tekuchesti pri izotermicheskoi osadke tsilindricheskikh obraztsov. *Zavodskaya laboratoriya*. 1988. Vol. 54. No. 5. P. 82–85.
 29. Khenzel' A., Shpittel' T. Raschet energosilovykh parametrov v protsessakh obrabotki metallov davleniem: Spravochnik [Calculation of the power parameters in the processes of treatment of metals pressure: Reference]. Moscow: Metallurgiya, 1982.
 30. Kharitonin S.V., Smirnov V.K., Bondin A.R. Soprotivlenie deformatsii uglerodistykh instrumental'nykh i drugikh legirovannykh stalei i splavov. *Izv. vuzov. Chernaya metallurgiya*. 1990. No. 2. P. 30–32.
 31. Berdin V.K., Berdin N.V. Modelirovanie odnoosnogo szhatiya tsilindricheskikh obraztsov s razlichnoi iskhodnoi vysotoi. *Kuznechno-shtampovoechnoe proizvodstvo. Obrabotka materialov davleniem*. 2011. No. 3. P. 33–39.
 32. Zhang P., Yi C., Chen G., Qin H., Wang C. Constitutive model based on dynamic recrystallization behavior during thermal deformation of a nickel-based superalloy. *Metals*. 2016. Vol. 6. No. 7. P. 161–171.
 33. Gorelik S.S., Dobatkin S.V., Kaputkina L.M. Rekristallizatsiya metallov i splavov [Recrystallization of metals and alloys]. Moscow: MISIS, 2005.
 34. Petrushin N.V., Logunov A.V., Gorin V.A. Strukturnaya stabil'nost' nikelovykh zharoprochnykh splavov pri vysokikh temperaturakh. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*. 1984. No. 5. P. 36–38.
 35. Logunov A.V., Shmotin Yu.N. Sovremennye zharoprochnye nikelovye 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.
 36. Kleshchev A.S., Vlasova O.N., Korneeva N.N., Ryazanova R.G. Issledovanie kinetiki sobiratel'noi rekristallizatsii dispersionno-tverdeyushchikh nikelovykh splavov. *Tekhnologiya legkikh splavov*. 1981. No. 6. P. 53–57.
 37. Maslennikov S.B., Kabanov I.V., Maslennikova E.A., Abramov O.V., Mel'kumov I.N. Vliyanie temperatury i skorosti deformirovaniya na plastichnost' splava KHN62BMKTYU. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*. 1999. No. 10. P. 21–23.
 38. Monajati H., Jahazi M., Yue S., Taheri A.K. Deformation characteristics of isothermal forged UDIMET 720 nickel-base superalloy. *Metall. Mater. Trans. A*. 2005. Vol. 360. P. 895–905.
 39. Sajjadi S.A., Chaichi A., Ezatpour H.R., Maghsoudlou A., Kalaie M.A. Hot deformation processing map and microstructural evaluation of the Ni-based superalloy Ni-738LC. *J. Mater. Eng. Perform.* 2016. Vol. 25. No. 4. P. 1269–1275.
 40. Kashyap B.P., Chaturvedi M.C. Activation energy for superplastic deformation of in 718 superalloy. *Scr. Mater.* 2000. Vol. 43. P. 429–433.
 41. Brown A.A., Bammann D.J. Validation of a model for static and dynamic recrystallization in metals. *Int. J. Plast.* 2012. Vol. 32–33. P. 17–35.
 42. Gardner S., Li W., Coleman M., Johnston R. The effects of thermomechanical history on the microstructure of a nickel-base superalloy during forging. *Mater. Sci. Eng.* 2016. Vol. 668. P. 263–270.