

СТРУКТУРА,
ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ

УДК 669.018.48:621.73.01

СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ
В ГОРЯЧЕДЕФОРМИРОВАННОМ НИКЕЛЕВОМ СПЛАВЕ
В ОТОБРАЖЕНИИ КАРТ ПРОЦЕССА ДИССИПАЦИИ
МЕХАНИЧЕСКОЙ ЭНЕРГИИ

© 2019 г. Б. К. Барахтин^а, Е. А. Васильева^а, Ю. М. Маркова^{а, *},
К. А. Охупкин^а, С. Н. Петров^а

^аНИИЦ “Курчатовский институт” – ЦНИИ КМ “Прометей”,
ул. Шпалерная, 49, Санкт-Петербург, 191015 Россия

*e-mail: yulia.markova@inbox.ru

Поступила в редакцию 03.10.2018 г.

После доработки 14.01.2019 г.

Принята к публикации 20.03.2019 г.

Методами оптической и электронной растровой микроскопии исследована структура жаропрочного никелевого сплава в зависимости от режимов горячей пластической деформации. По данным сжатия образцов со скоростями от 10^{-3} до 10 с $^{-1}$ в диапазоне температур 900–1140°C построена карта процесса, на которой выявлены экстремальные значения коэффициента эффективности диссипации механической энергии. Установлено соответствие положений экстремумов на карте процесса с особенностями структурных изменений.

Ключевые слова: жаропрочный сплав, горячая пластическая деформация, коэффициент диссипации механической энергии, микроструктура, ДОЭ-анализ

DOI: 10.1134/S001532301909002X

ВВЕДЕНИЕ

Сплав на основе никеля ХН55МВЦ-ИД [1] является перспективным конструкционным материалом, используемым в различных установках ядерной энергетики. При разработке технологии горячей пластической деформации крупногабаритных поковок было установлено негативное влияние химической неоднородности на технологичность этого сплава [2]. В поиске наилучших условий горячей обработки металлов с вариацией температур и скоростей пластической деформации одним из перспективных путей является построение карты процесса с оценкой диссипации вводимой механической энергии [3].

Целью работы является установление благоприятных температурно-скоростных условий горячей пластической деформации сплава ХН55МВЦ-ИД по данным карты процесса и выявленной структуре деформированного металла.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ

Имитация технологических операций горячего деформирования, которые применяются для изготовления крупногабаритных заготовок, ре-

ализована с помощью деформационного дилатометра Dil-805 в условиях одноосного сжатия в диапазоне температур 900–1140°C со скоростями от 10^{-3} до 10 с $^{-1}$. В изотермических условиях процесс деформации образцов $\varnothing 5 \times 10$ мм сплава ХН55МВЦ-ИД осуществлялся до значений $\epsilon = 0.3$ и документировался в виде диаграмм $\sigma(\epsilon)$ в истинных координатах.

Согласно методологии [4] и реологической модели упруговязкопластичной среды [5], по массивам данных $\sigma(\epsilon, \dot{\epsilon}, T)$ вычислялись безразмерные значения коэффициентов рассеяния механической энергии $\eta(\lg \dot{\epsilon}, T)$, которые изменяются в интервале 0–1 или 0–100%.

Коэффициенты $\eta(\lg \dot{\epsilon}, T)$ интерпретируются как относительные скорости производства внутренней энтропии, максимальное значение которой соответствует среде с полной релаксацией напряжений без фактора упрочнения. Величина $\eta(\lg \dot{\epsilon}, T)$ характеризует способность ансамблей дефектов кристаллического строения рассеивать вводимую механическую энергию в процессе горячей деформации [6].

В поле параметров $\lg \dot{\epsilon}-T$ массив вычисленных значений $\eta(\lg \dot{\epsilon}, T)$ представлен в виде распре-

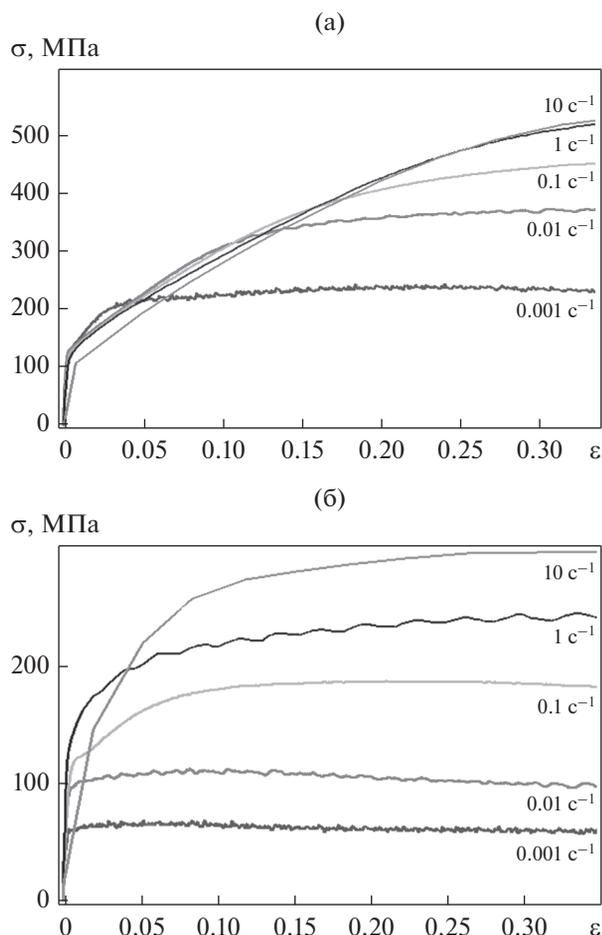


Рис. 1. Примеры диаграмм $\sigma(\epsilon)$ для образцов сплава ХН55МВЦ-ИД в условиях сжатия при 900°C (а) и 1140°C (б) с указанными скоростями.

ления – карты процесса, построенной в линиях постоянных уровней.

Из числа деформированных образцов для металлографических исследований отобраны 4 образца, испытанные по следующим температурно-скоростным режимам:

№ 1	$T = 1140^\circ\text{C}$	$\dot{\epsilon} = 10^{-2} \text{ c}^{-1}$
№ 2	$T = 1050^\circ\text{C}$	$\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ c}^{-1}$
№ 3	$T = 950^\circ\text{C}$	$\dot{\epsilon} = 10^{-1} \text{ c}^{-1}$
№ 4	$T = 900^\circ\text{C}$	$\dot{\epsilon} = 10 \text{ c}^{-1}$

Каждый образец разрезался вдоль оси, и на полученных сечениях подготавливались шлифы.

Локальные механические свойства металла оценивали по микротвердости ($HV_{0.05}$, кГ/мм²), измеренной с помощью микротвердомера DM8, Affri.

Структурные исследования выполнены с применением оптического микроскопа Axio Observer и растрового электронного микроскопа

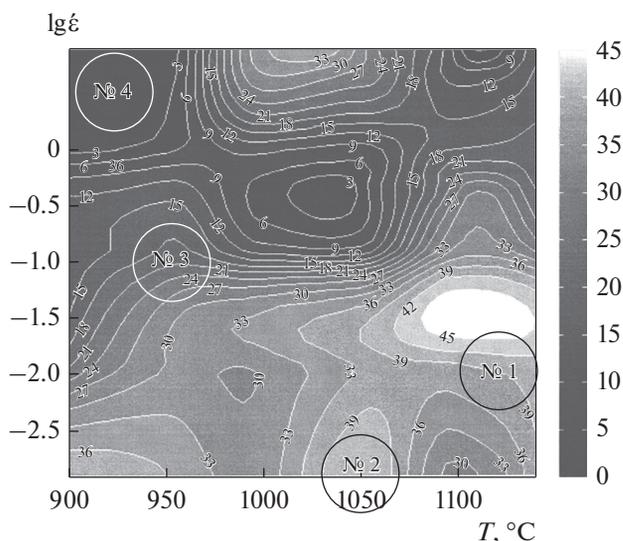


Рис. 2. Карта распределения коэффициентов $\eta(\lg \dot{\epsilon}, T)$, построенная в линиях постоянных уровней по данным горячего сжатия образцов сплава ХН55МВЦ-ИД. Окружности с номерами внутри обозначают в координатах $\lg \dot{\epsilon}-T$ условия отбора образцов для структурных исследований. Шкала справа кодирует фон карты по значениям коэффициентов $\eta(\lg \dot{\epsilon}, T)$ в %.

Quanta 200 3D FEG с анализатором картин дифракции обратно рассеянных электронов (ДОЭ). На участках шлифов размером $\sim 100 \times 100$ мкм с шагом 0.2 мкм методом ДОЭ [7] определяли локальные кристаллографические ориентировки.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ДАННЫЕ И АНАЛИЗ ПОЛУЧЕННЫХ РЕЗУЛЬТАТОВ

Результаты испытаний образцов не противоречили положениям физического материаловедения о поведении металлов в условиях горячей пластической деформации. Установлено, что рост скорости деформации сопровождается увеличением сопротивления деформации, а повышение температуры – уменьшением сопротивления (рис. 1).

На построенной карте процесса (рис. 2) присутствовали участки с экстремальными и промежуточными значениями коэффициента $\eta(\lg \dot{\epsilon}, T)$. По результатам [8] в области $\eta(\lg \dot{\epsilon}, T) > 39\%$, соответствующей условиям деформации образцов № 1 и 2, ожидалась структуры релаксационного типа. В промежуточной зоне, ограниченной оценками $\eta(\lg \dot{\epsilon}, T) = 20 \pm 5\%$, структурное состояние металла в образце № 3 могло сформироваться в условиях динамического равновесия процессов упрочнения и разупрочнения. Значения $\eta(\lg \dot{\epsilon}, T) < 3\%$ должны были соответствовать предельно упрочненному структурному состоянию с запасом латентной энергии.

Структурные исследования позволили установить следующее.

Структура образца № 1 ($\eta = 42 \pm 3\%$) представлена почти равноосными рекристаллизованными зернами с внутризеренными разориентировками не более $0.6^\circ \pm 0.2^\circ$, типичными для полностью рекристаллизованного аустенита (рис. 3). Микротвердость сплава составляет 190 ± 30 кГ/мм².

На шлифах образца № 2 ($\eta \sim 39\%$) выявлены мелкие (менее 10 мкм) зерна, равномерно распределенные вдоль границ более крупных (до 100 мкм) зерен, или сосредоточенные в виде групп (рис. 4). По данным ДОЭ установлено, что в мелких зернах накопленная разориентировка не превышает 1° , а в более крупных зернах достигает 10° . Данный факт позволяет заключить, что новое динамически рекристаллизованное зерно образовалось флуктуационным образом в местах локального сосредоточения хаотически распределенных дислокаций. В этих рекристаллизованных зернах наблюдаются многочисленные двойники, что указывает на то, что их рост происходил в стесненных условиях, обусловленных сопротивлением миграции границ растущих зерен со стороны крупных зерен, не накопивших достаточного уровня латентной энергии. Такая ситуация является характерной для незавершенных рекристаллизационных процессов.

В структуре образца № 3 ($\eta = 20 \pm 5\%$) выявлено наличие очень мелких рекристаллизованных зерен на границах крупных деформированных зерен с большими внутризеренными разориентировками. Мелкие (не более нескольких микрон) рекристаллизованные зерна характеризуются минимальными внутризеренными разориентировками (рис. 5). Наблюдаемая структура характерна для начальной стадии рекристаллизации.

Структура сплава в образце № 4 ($\eta < 3$) характеризуется неравноосными деформированными зернами, в которых зафиксировано монотонное накопление разориентировок, микротвердость сплава изменяется в диапазоне 270 ± 20 кГ/мм², что является типичным для упрочненного упругопластического состояния материала.

Данные структурных исследований сплава ХН55МВЦ-ИД находятся в согласии с использованной реологической моделью деформируемой среды и не противоречат опубликованным результатам исследований сталей и сплавов разного химического состава. Это подчеркивает правильность выбора и целесообразность использования концепции распределения вводимой механической энергии.

Полученные данные наглядно показали, что при вариации условий горячей пластической деформации в деформируемом материале последовательно активируются несколько кинетических механизмов диссипации энергии. Поэтому пред-

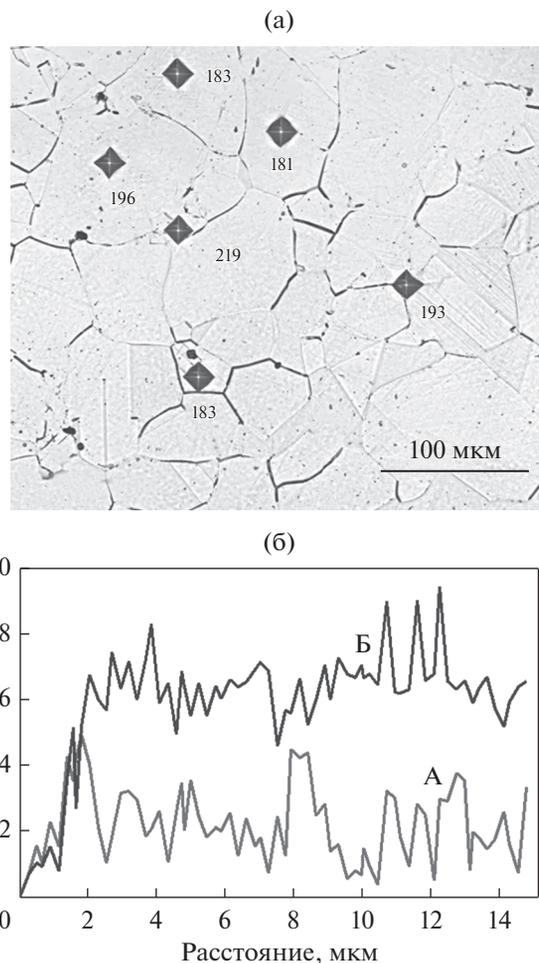


Рис. 3. Структура сплава с данными замеров микротвердости (а) и распределение внутризеренных разориентировок по максимальной хорде в пределах одного зерна (б) в образце № 1. (А – между соседними точками определения, Б – относительно точки с координатами “0”).

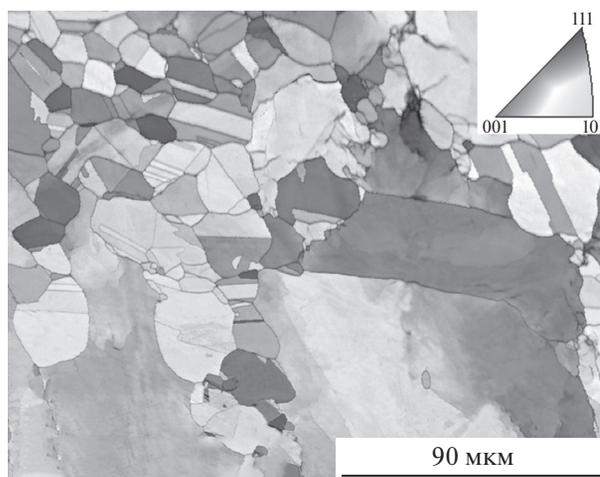


Рис. 4. Ориентационная карта участка образца № 2, отображающая незавершенный процесс динамической рекристаллизации.

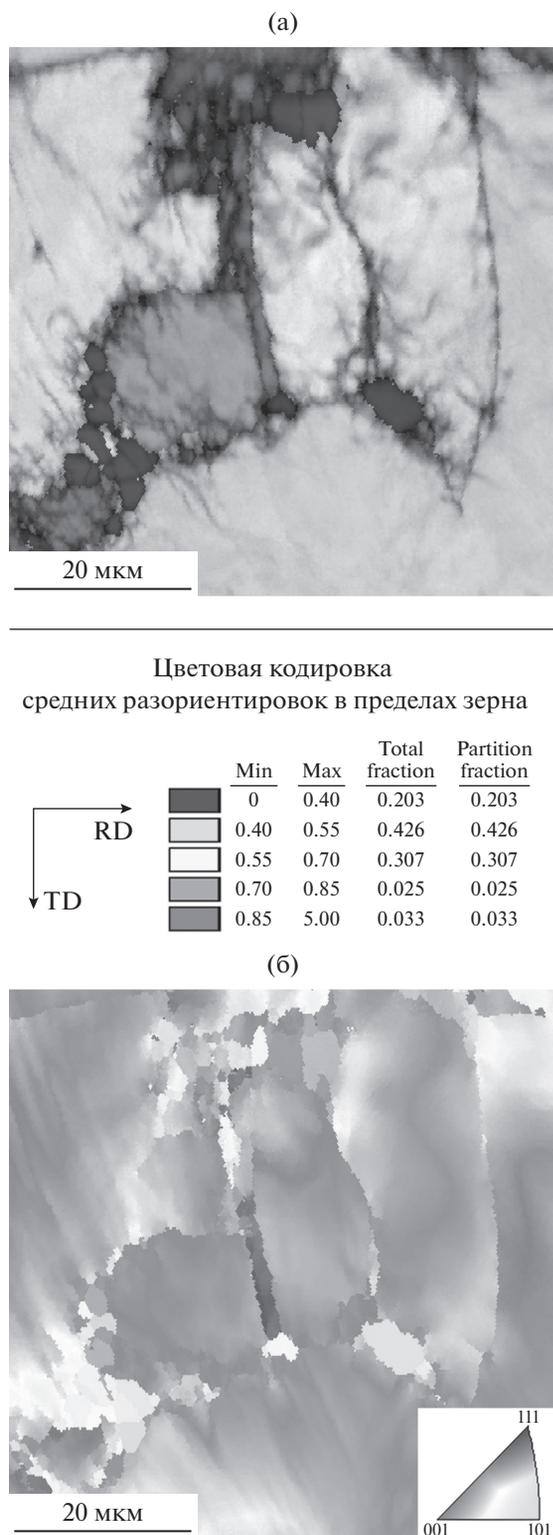


Рис. 5. Мелкие рекристаллизованные зерна на границах деформированных зерен в образце № 3. Карта средних значений разориентировок по зерну (а) ориентационная карта (б).

ставилось интересным проследить кинетику происходивших структурных изменений.

Для решения этой задачи массив данных о рассеянии энергии в координатах $\eta(T, \lg \dot{\epsilon}, \epsilon = \text{const})$ был преобразован в новый массив $\eta(\epsilon, \lg \dot{\epsilon}, T = \text{const})$. В новом представлении поведение функции $\eta(\epsilon, \lg \dot{\epsilon})$ допускало интерпретацию динамических процессов в терминах теории колебаний и волн¹. Обращение к теории колебаний вполне оправдано, поскольку во всех физических явлениях перенос энергии без переноса вещества осуществляется в виде волн [9].

В новом (фазовом) представлении карты распределения коэффициентов диссипации $\eta(\epsilon, \lg \dot{\epsilon})$ показали (рис. 6), что линии постоянных уровней объединяются в траектории различной топологии [10]: прямолинейного вида, в форме овалов, характерных при периодическом движении, и сепаратрис, идущих из “седла” в “седло”. Выявленные траектории указывали не на перемещение материальных носителей, а на изменение их энергетического состояния.

В расположении овалов с особыми точками типа “центр” признаки периодичности свидетельствовали об обменах механической энергией в системе “нагружающее устройство—мезоструктура—образец”, по кинетике близкой к гармоническим процессам.

Вблизи сепаратрис нет устойчивости, поэтому траектории в форме чередующихся петель можно отнести к моментам возникновения энергетических флуктуаций — солитонов как предвестников структурно-фазовых переходов. Если это так, “захват” коэффициентов $\eta(\epsilon, \lg \dot{\epsilon})$ в “центр” овальной траектории можно интерпретировать как локализацию актов диссипации энергии, которые в диапазоне $\eta < 10$ могут реализоваться в форме пор или микротрещин, а при $\eta > 30$ — способствовать активации процессов динамической полигонизации, динамической и статической рекристаллизации.

Наличие траекторий разного типа свидетельствует о том, что при вариации условий горячей деформации ансамбли дефектов кристаллического строения по-разному проявляют свои динамические и диссипативные свойства. Можно полагать, что при скоростях деформации, при которых наблюдаются траектории прямолинейного вида, носители пластической моды не захватываются мгновенным механическим полем и рассеивают энергию по объему всего образца.

Линия “тренда”, проведенная по направлению чередования сепаратрис, указывает на ускорение структурных перестроек в сплаве ХН55МВЦ-ИД с ростом температуры и на огра-

¹ Использование координаты $\lg \dot{\epsilon}$ вместо $\dot{\epsilon}$ сделано для удобства.

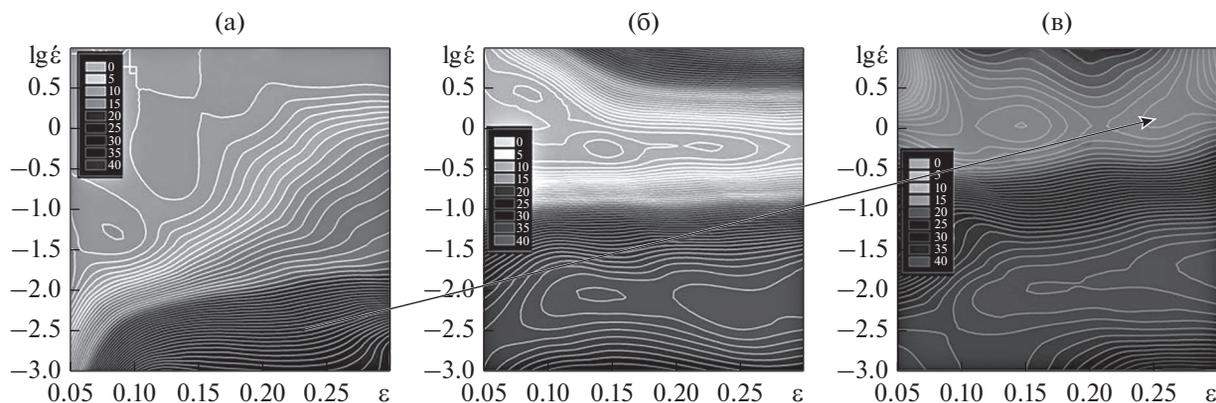


Рис. 6. Распределения коэффициентов диссипации в координатах $\eta(\epsilon, \lg \dot{\epsilon})$ по данным горячего сжатия образцов сплава ХН55МВЦ-ИД при температурах: 900 (а), 1050 (б), 1140°С (в). Стрелка показывает линию “тренда” структурных изменений с ростом температуры и скорости пластической деформации.

нение предельной (безопасной) деформации, не приводящей к появлению трещин в деформируемом материале. Последнее важно при выборе режимов горячей обработки сплава по критерию “производительность–качество”.

ВЫВОДЫ

По данным механических испытаний сжатием образцов сплава ХН55МВЦ-ИД с вариацией скорости пластической деформации от 10^{-3} до 10 с^{-1} в интервале температур 900–1140°С построена карта процесса, позволившая указать режим пластической деформации с формированием структуры динамической рекристаллизации при 1060°С со скоростью 10^{-2} – 10^{-3} с^{-1} .

Выбор режима с помощью карты процесса проверен структурными исследованиями.

Экспериментальные исследования выполнены на оборудовании Центра коллективного пользования научным оборудованием “Состав, структура и свойства конструкционных и функциональных материалов” НИЦ “Курчатовский институт” – ЦНИИ КМ “Прометей” при финансовой поддержке государства в лице Минобрнауки в рамках соглашения № 14.595.21.0004, уникальный идентификатор RFMEFI59517X0004.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Орыщенко А.С., Карзов Г.П., Кудрявцев А.С., Трапезников Ю.М., Артемьева Д.А., Охалкин К.А. Жаропрочный сплав на никелевой основе. Патент на изобретение № 2543587, RU 2543587 С2, опубл. 10.03.15, бюлл. № 7.
2. Карзов Г.П., Каптанов А.Д., Кудрявцев А.С., Охалкин К.А., Груздев Д.А. Влияние химической неоднородности на “горячие” механические свойства сплава ХН55МВЦ-ИД и повышение технологичности при термомеханическом воздействии // Вопросы материаловедения. 2015. № 4 (84). С. 23–28.
3. Рудской А.И., Варгасов Н.Р., Бархатин Б.К. Термопластическое деформирование металлов. СПб.: Изд-во Политехн. Ун-та, 2018. 286 с.
4. Hot Working Guide A Compendium of Processing Maps / Edited by Y.V.R.K. Prasad, S. Sasidhara. Department of Metallurgy Indian Institute of Science: Bangalore, 2004. 560 p.
5. Рыбин Ю.И., Рудской А.И., Золотов А.М. Математическое моделирование и проектирование технологических процессов обработки металлов давлением. СПб.: Наука, 2004. 644 с.
6. Бархатин Б.К., Варгасов Н.Р., Немец А.М., Хлусова Е.И. Выбор режимов термомеханической обработки сталей и сплавов на основе системного анализа структуры и имитационного моделирования // Физика и механика материалов. 2011. Т. 12. № 1. С. 30–42.
7. Метод дифракции отраженных электронов в материаловедении / Под ред. А. Шварца, М. Кумара, Б. Адамса, Д. Филда. М.: Техносфера, 2014. 544 с.
8. Малышевский В.А., Хлусова Е.И., Бархатин Б.К. Структурно-механическое состояние перспективных ГЦК сплавов в условиях горячей пластической деформации // Вопросы материаловедения. 2010. № 4(64). С. 7–20.
9. Карлов Н.В., Кириченко Н.А. Колебания, волны, структуры. М.: ФИЗМАТЛИТ, 2003. 496 с.
10. Бархатин Б.К. Особенности полимасштабных превращений в структурах сталей и сплавов в условиях горячего сжатия / Физико-химические аспекты изучения кластеров, наноструктур и наноматериалов. Межвуз. сб. науч. трудов, Тверь: Твер. гос. ун-т, 2014. Вып. 6. С. 29–40.