Materials Physics and Mechanics 27 (2016) 215-222 Received: May 16, 2016

ИССЛЕДОВАНИЕ ДИНАМИЧЕСКОЙ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ ВЫСОКОПРОЧНОЙ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ С ПРИМЕНЕНИЕМ ФИЗИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ

Г.Е. Коджаспиров, Е.И. Камелин*

Санкт-Петербургский Политехнический Университет Петра Великого

ул. Политехническая 29, Санкт-Петербург, 195251, Россия

*e-mail: kamelin_e_i@mail.ru

Изучено влияние температурно-деформационных параметров на кинетику динамической рекристаллизации высокопрочной низколегированной стали с использованием физического моделирования. Установлена зависимость размера рекристаллизованного зерна от температуры и степени деформации. Создана модель для оценки динамически рекристаллизованного зерна.

1. Введение

Высокопрочные низколегированные стали широко используются для изготовления изделий, работающих в условиях сложного напряженного состоянии. Одним из важнейших технологических переделов при изготовлении заготовок и конечных изделий является горячая пластическая деформация (прокатка, ковка и т.п.), в том числе, реализованная в режимах высокотемпературной термомеханической обработки (ВТМО). Роль динамической рекристаллизации в процессах пластического формоизменения, существенно определяющей технологические (сопротивление пластической деформации и пластичность) и механические свойства при горячей деформации, рассмотрена в работах [1, 2]. Разработка оптимальной технологии горячего деформирования, обеспечивающей регулируемое развитие рекристаллизации, необходимость формирования того или иного размера зерна, требует проведения предварительных исследований с использованием физического моделирования.

В данной работе проводили исследование влияния температурно-деформационных параметров на эволюцию зеренной структуры высокопрочной низколегированной стали в условиях физического моделирования горячей пластической деформации кручением с использованием торсионного пластометра фирмы «SETARAM».

2. Методика проведения эксперимента

Исследованию подвергали низкоуглеродистую сталь типа 08Г2НМ. При реализации физического моделирования испытывали цилиндрические образцы с размером рабочей части 6×30 мм, вырезанные из поковок исследуемого сплава. Образцы подвергали нагреву со скоростью 20 °С/с до 1100 °С и выдержке в течение 10 мин для выравнивания температуры по сечению и растворения частиц второй фазы.

Последующую деформацию кручением осуществляли на торсионном пластометре после подстуживания от температуры нагрева при температурах 850, 950, 1050 °С и

© 2016, Institute of Problems of Mechanical Engineering

скорости деформации $\acute{\varepsilon}$ = 1 и 5 $с^{-1}$. Величину истинной деформации ε изменяли от 0,2 до 1. Непосредственно после деформации образцы подвергали закалке в воде с целью фиксирования микроструктуры на момент окончания горячей деформации.

На основании результатов пластометрических испытаний были построены графики напряжение – деформация (σ–ε) (рис. 1). Значения этих параметров были рассчитаны в соответствии с уравнением Мизеса [3].

С помощью оптического микроскопа изучали микроструктуру приповерхностного слоя, которая соответствовала состоянию материала после заданного режима обработки. Микроструктура, соответствующая типичному состоянию исследованных режимов деформации, представлена на рис. 2.

Для обработки полученных снимков использовали специализированную программу ВидеоТест 5 для анализа микроструктуры [4]. С ее помощью проводили оценку размера зерна по диаметру, эквивалентному его площади, и долю рекристаллизованной составляющей (рис. 3,4). Подобная методика была успешно использована в работах [5, 6].

3. Обсуждение результатов эксперимента

Анализ кривых напряжение-деформация свидетельствует о том, что, с понижением температуры деформации напряжение течения возрастает при обеих исследуемых скоростях деформации (Рис. 1). При этом в интервале реальных степеней деформации, использующихся при горячей деформации (до ε=0,9), в случае температур деформации 950 и 850 °С наблюдается непрерывный рост напряжения течения при обеих скоростях деформации в интервале до ε=0,6. При температурах 950 – 1050 °С и величине деформации ε≥0,6 наблюдается тенденция к снижению напряжения, причем наиболее заметно это при скорости деформации $\acute{\varepsilon}$ =1 $с^{-1}$.

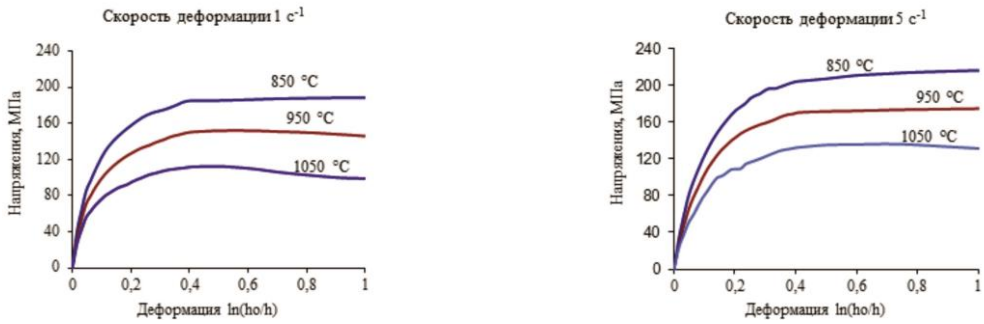

Рис. 1. Кривые напряжение - деформация.

Микроструктура деформированных образцов приведена на Рис. 2.

Из полученных данных установлено уменьшение среднего размера зерна в результате деформации по сравнению с исходным недеформированным состоянием. Последнее обстоятельство можно связать как с формированием фрагментированной субструктуры с большеугловыми границами, сопровождающейся развитием динамической рекристаллизации по механизму Кана-Бюргерса, так и с развитием динамической рекристаллизации по механизму Бейли-Хирша (образование рекристаллизованных зерен в виде «ожерелья» по границам исходных деформированны) [1, 2]. Как правило, динамическая рекристаллизация приводит к развитию. первичной рекристаллизации, в то время как собирательная развивается при статической рекристаллизации [1]. В данном случае при Т=1050 °С и ε≥0,6 обнаружены признаки развития собирательной рекристаллизации о чем свидетельствует рост рекристаллизованных зерен в образцах подвергнутых деформированию при режимах Т=1050 °С, ε 0,6-0,9 (Рис. 2). В связи с вышеупомянутым, представляет интерес

рассмотреть влияние степени деформации не только на долю рекристаллизованных зерен (площадь, занимаемая рекристаллизованной структурой), но и на размеры сформированных рекристаллизованных зерен.

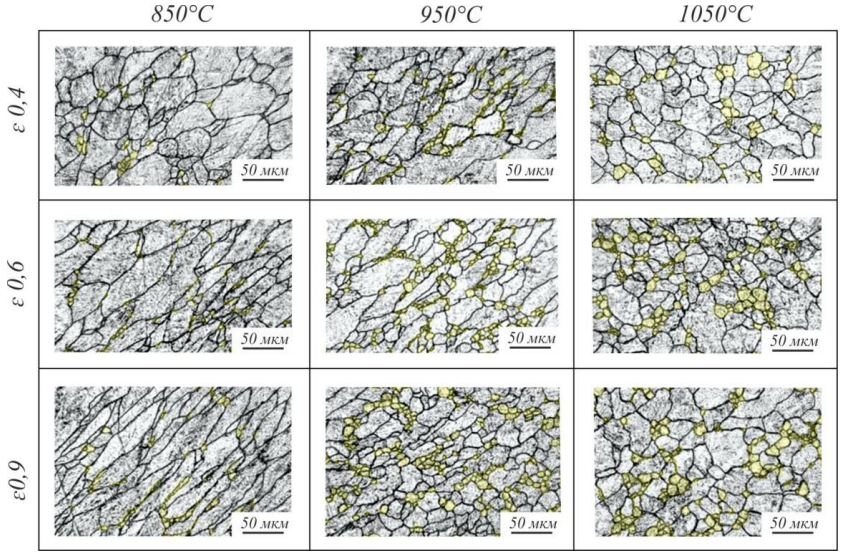

Рис. 2. Микроструктура исследуемой стали после различных режимов деформации. Скорость деформации, $\dot{e}$ =1 c^{-1} .

Последнее обстоятельство представляет интерес с точки зрения совместного анализа изменения напряженно-деформационного состояния и кинетики структурообразования при реализации горячего деформирования [7, 8, 9]. Соответственно, механические свойства также изменяются в зависимости от размера сформированного зерна.

Для оценки эволюции зеренной структуры по результатам металлографического анализа были построены гистограммы распределения размеров зерен (Рис. 3). Представленные на рис. 3 гистограммы позволяют количественно оценить эволюцию размеров зерен в зависимости от температуры и степени деформации.

Анализ гистограмм распределения зерен свидетельствует, что при росте температуры и степени деформации размер всех зерен стремится в сторону их измельчения (Рис. 3). Следует отметить, что повышение температуры и степени деформации усиливает данную тенденцию, а рекристаллизованные зерна растут по мере увеличения температуры и степени деформации (Рис. 4).

Для использования результатов физического моделирования при расчете режимов деформации, обеспечивающих получение того или иного размера зерна, представляется целесообразным использовать оценку энергии активации для определения размера динамически рекристаллизованного зерна [3].

Был осуществлен расчет параметра Зенера – Холомона (Z):

$$Z = \dot{\varepsilon} exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = f(\sigma). \quad (1)$$

где, $\acute{\varepsilon}$ – скорость деформации; Q – энергия активации горячей деформации; R – универсальная газовая постоянная (8,31 Дж·моль$^{-1}$·К$^{-1}$); T – абсолютная температура, К.

Вычисление производили в соответствии с методикой, описанной в работе [5].

В работах [3, 5] для вычисления параметра Зенера-Холломона была предложена степенная функция:

$$Z = f(\sigma) = A\sigma_p^{\alpha}. \quad (2)$$

где, σ_p – пиковое напряжение; α и A – параметры аппроксимации.

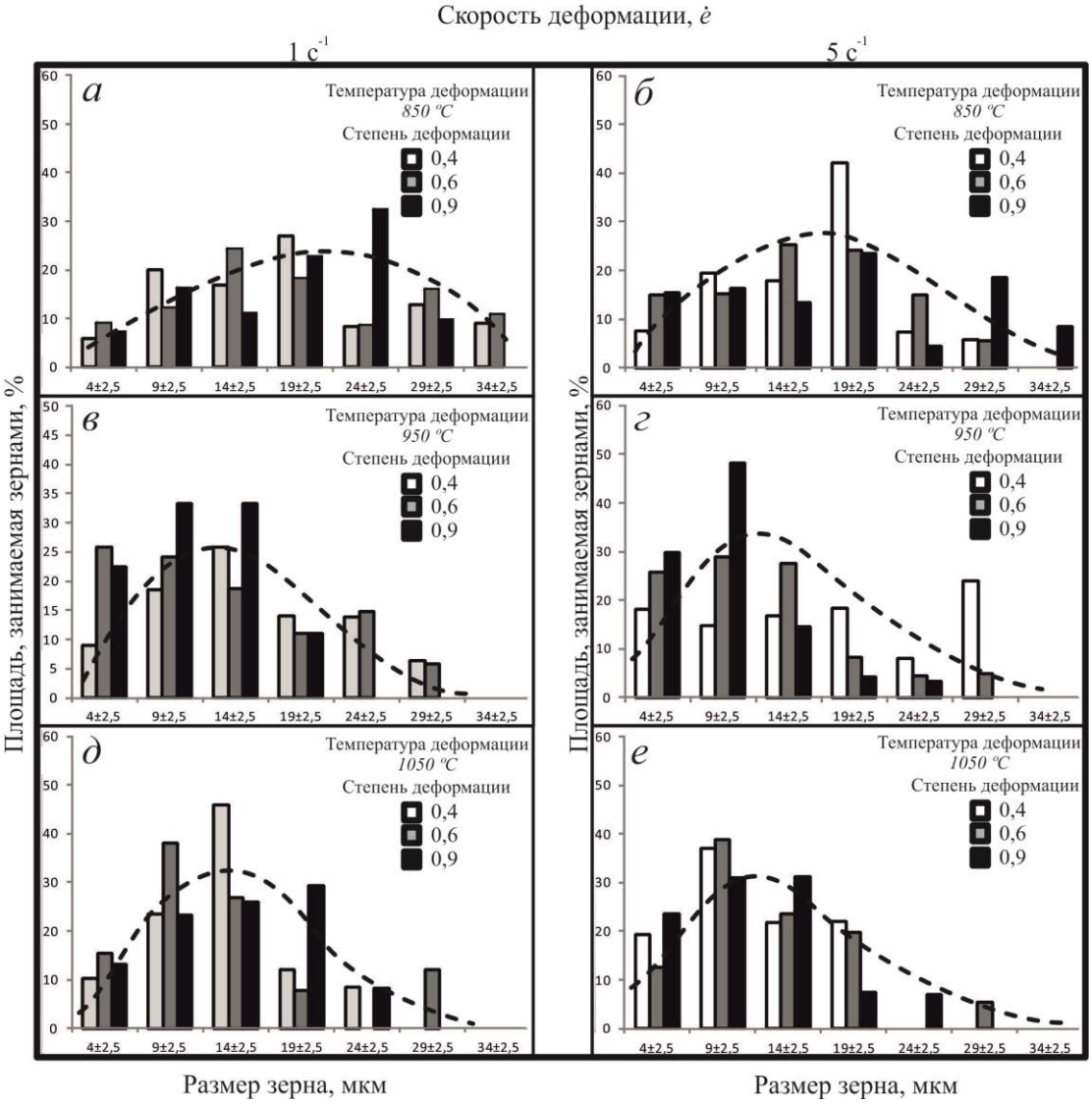

Рис. 3. Гистограммы распределения размеров зерен.

Помимо степенной также использовали экспоненциальную функцию:

$$Z = f(\sigma) = B \cdot \exp(\beta\sigma_p). \quad (3)$$

где, σ_p – пиковое напряжение, B, и β – параметры аппроксимации.

Использование гиперболического синуса даёт более адекватную по сравнению указанными выше функциями аппроксимацию зависимости Z от напряжения при любых значениях напряжений и виде горячей деформации:

$$Z = f(\sigma) = C\left[\sinh(\gamma\sigma_p)\right]^n. \quad (4)$$

где, σ_p – пиковое напряжение; C, γ, и n – параметры аппроксимации.

В результате обработки кривых напряжение-деформации и нахождения всех необходимых значений неизвестных параметров было оценено значение энергии активации по следующей формуле с использованием метода наименьших квадратов [5]. Зависимость $\partial\ln[\sinh(\gamma\sigma_p)]$ – 1/T представлена на Рис. 5.

$$Q = Rn\left[\frac{\partial\ln[\sinh(\gamma\sigma_p)]}{\partial\left(\frac{1}{T}\right)}\right]_{\dot{\varepsilon}=const}. \quad (5)$$

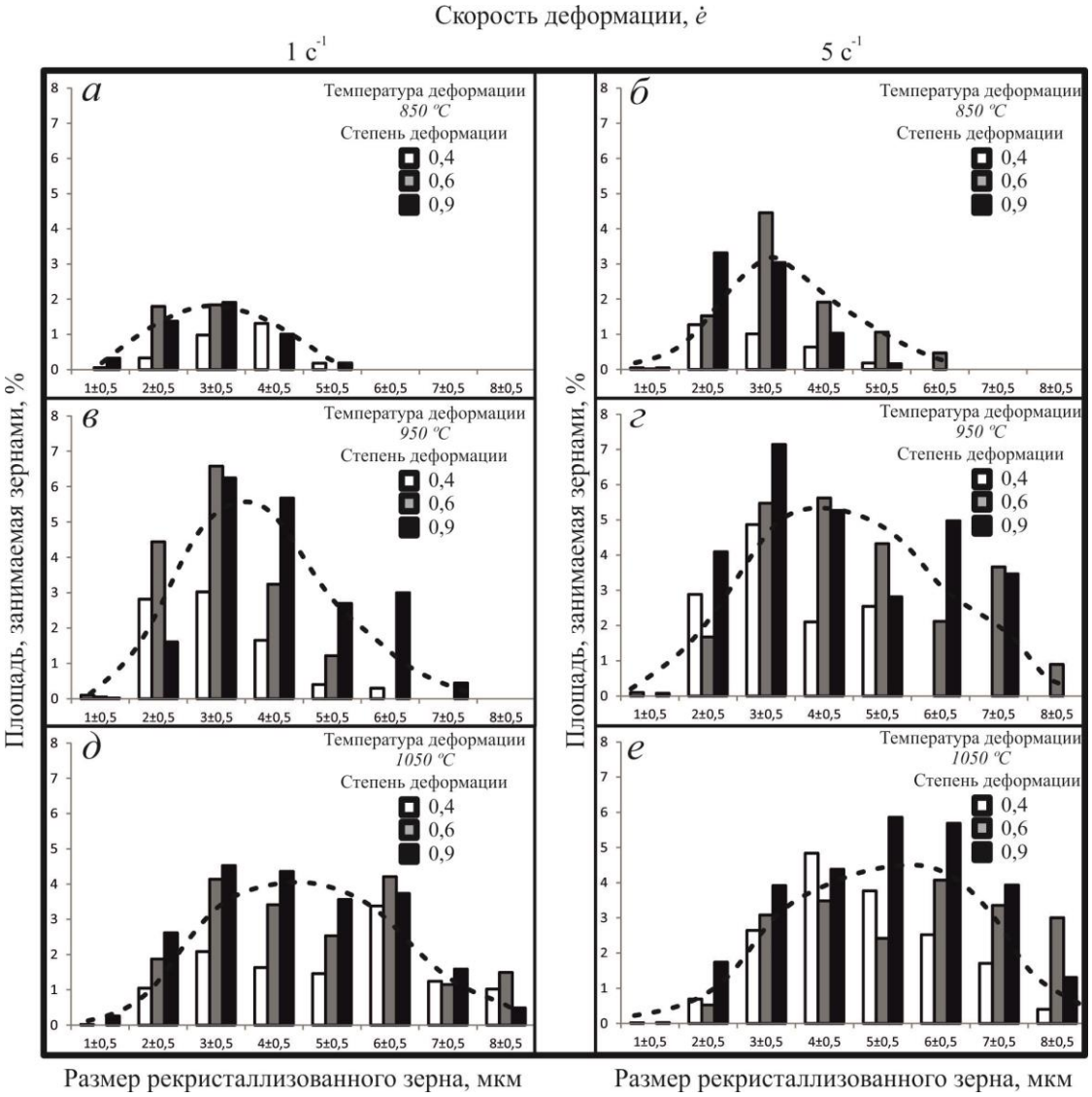

Рис. 4. Гистограммы распределения размеров рекристаллизованных зерен.

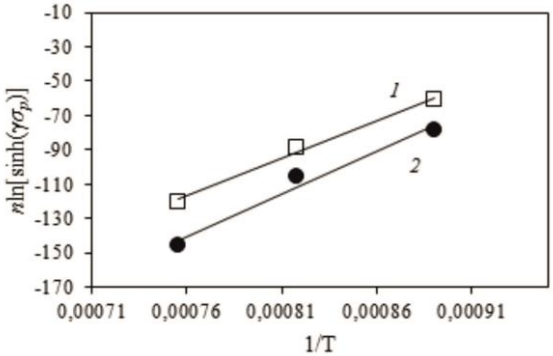

Рис. 5. Зависимость $\partial \ln[\sinh(\gamma\sigma_p)]$ – 1/T, используемая для расчета энергии активации методом наименьших квадратов.
1- скорость деформации 1 $с^{-1}$; *2* – скорость деформации 5 $с^{-1}$.

Значение энергии активации составляет: Q = 472 кДж/моль. С использованием полученного значения Q был вычислен параметр Зенера-Холомона Z для выбранных режимов деформации (Таблица 1).

Для получения математической модели расчёта размера рекристаллизованного зерна использовали формулу [5, 6, 10]

$$d_{dyn} = A_{dyn} \cdot Z^{n_{dyn}}. \quad (6)$$

где d_{dyn} – размер динамически рекристаллизованного зерна, A_{dyn}, n_{dyn} – константы материала.

В результате аппроксимации зависимости d_{dyn} от Z получены следующие значения коэффициентов формулы 5: A_{dyn} = 90,48; n_{dyn} = -0,067.

Таким образом, для исследуемой стали модель оценки размера динамически рекристаллизованного зерна будет выражаться формулой:

$$d_{dyn} = 90{,}48 \cdot Z^{-0{,}067}. \quad (7)$$

Таблица 1. Результаты расчета параметра Зенера-Холомона (Z).

Температура, °С	$\acute{\varepsilon}$ = 1 с$^{-1}$	$\acute{\varepsilon}$ = 5 с$^{-1}$
850	$9{,}00 \cdot 10^{21}$	$4{,}50 \cdot 10^{22}$
950	$1{,}44 \cdot 10^{20}$	$7{,}21 \cdot 10^{20}$
1050	$4{,}32 \cdot 10^{18}$	$2{,}16 \cdot 10^{19}$

С использованием полученной модели были рассчитаны характерные для каждого режима размеры динамически рекристаллизованных зёрен. Результаты расчёта представлены в Таблице 2.

Таблица 2. Результаты расчета динамически рекристаллизованного зерна, мкм.

Температура, °С	$\acute{\varepsilon}$ = 1 с$^{-1}$	$\acute{\varepsilon}$ = 5 с$^{-1}$
850	2,82	2,53
950	3,74	3,35
1050	4,77	4,27

Как видно из рис. 6, отличие фактических значений по отношению к расчётным составляет не более 20 %.

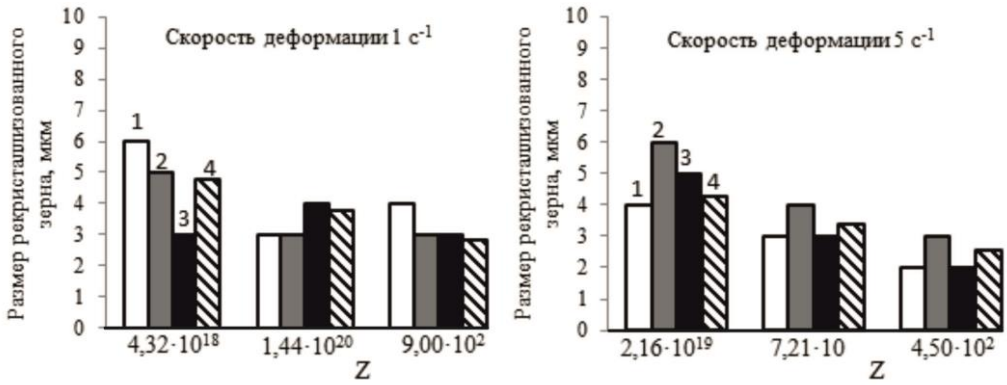

Рис. 6. Зависимость размера рекристаллизованного зерна от значения Z:
1 – размер зерна при степени деформации 0,4;
2 – размер зерна при степени деформации 0,6;
3 – размер зерна при степени деформации 0,9;
4 – расчетный размер зерна.

Для данной стали такой оценочный расчет размера динамически рекристаллизованного зерна определяет возможность регулирования режима

деформации с целью получения структуры с определенным размером зерна. В совокупности с гистограммами распределения размеров зерен и количественной оценкой развития рекристаллизации представляется возможным спрогнозировать эволюцию зеренной структуры и оценить механические и некоторые служебные (например, склонность к хладноломкости) свойства материала.

4. Выводы

1. Увеличение температуры и степени деформации приводит к уменьшению размера динамически рекристаллизованных зерен.
2. Установлены температурно-деформационные параметры, приводящие к началу развития динамической собирательной рекристаллизации в исследуемой стали.
3. Создана математическая модель для оценки размера динамически рекристаллизованного зерна в высокопрочной низколегированной стали.

Литература

[1] С.С. Горелик, С.В. Добаткин, Л.М. Капуткина, *Рекристализация металлов и сплавов* (МИСиС, М., 2005).
[2] Г.Е. Коджаспиров, А.И. Рудской, В.В. Рыбин, *Физические основы и ресурсосберегающие технологии изготовления изделий пластическим деформированием* (Наука, СПб., 2007).
[3] S.F. Medina, C.A. Hernández // *Acta Materialia* **44** (1996) 137.
[4] В.Г. Пантелеев, О.В. Егорова, Е.И. Клыкова, *Компьютерная микроскопия* (Техносфера, М., 2005).
[5] G.E. Kodzhaspirov, M.I. Terentyev // *Materials Physics and Mechanics* 13 (2012) 70.
[6] A.I. Rudskoi, G.E. Kodzhaspirov, E.I. Kamelin // *Russian Metallurgy (Metally)* **2015(10)** (2015) 826.
[7] Г.Е. Коджаспиров, В.В. Рыбин, Х. Апостолопоулос // *Металловедение и термическая обработка металлов* **1** (2007) 30.
[8] G.E. Kodjaspirov (Kodzhaspirov), L.P. Karjalainen, M.O. Speidel // *Materials and Manufacturing Processes* **19(1)** (2004) 87.
[9] A.K. Grigoriev, G.E. Kodzhaspirov // *Steel in the USSR* **1** (1978) 465.
[10] A. Momeni, K. Dehghani // *Metallurgical and Materials Transactions A* **42(7)** (2011) 1925.

STUDY OF DYNAMIC RECRYSTALLIZATION HIGH-STRENGTH LOW-ALLOYED STEEL WITH THE USE OF PHYSICAL SIMULATION

G.E. Kodzhaspirov, E.I. Kamelin*

Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University,

ul. Polytechnicheskaya 29, St. Petersburg, 195251, Russia

*e-mail: kamelin_e_i@mail.ru

Abstract. The effect of temperature-strain parameters on the high-strength low-alloy steel dynamic recrystallization kinetics with the use of physical simulation technique has been studied. The recrystallized grain size – temperature and strain relationship has been found. A model for the assessment of dynamically recrystallized grain is presented.
Keywords: physical simulation, dynamic recrystallization, grain structure.

References

[1] S.S. Gorelik, S.V. Dobatkin, L.M. Kaputkina, *Recrystallization metals and alloys* (MISiS, Moscow, 2005). (In Russian).
[2] G.E. Kodzhaspirov, A.I. Rudskoy, V.V. Rybin, *Physical bases and resource manufacturing technology products plastic deformation* (Science, St. Petersburg, 2007). (In Russian).
[3] S.F. Medina, C.A. Hernández // *Acta Materialia* **44** (1996) 137.
[4] V.G. Panteleev, O.V. Egorova, E.I. Kulikova, *Computer microscopy* (Technosphere, Moscow, 2005). (In Russian).
[5] G.E. Kodzhaspirov, M.I. Terentyev // *Materials Physics and Mechanics* 13 (2012) 70.
[6] A.I. Rudskoi, G.E. Kodzhaspirov, E.I. Kamelin // *Russian Metallurgy (Metally)* **2015(10)** (2015) 826.
[7] G.E. Kodzhaspirov, V.V. Rybin, H. Apostolopoulos // *Metal Science and Heat Treatment* **49(1-2)** (2007) 24.
[8] G.E. Kodjaspirov (Kodzhaspirov), L.P. Karjalainen, M.O. Speidel // *Materials and Manufacturing Processes* **19(1)** (2004) 87.
[9] A.K. Grigoriev, G.E. Kodzhaspirov // *Steel in the USSR* **1** (1978) 465.
[10] A. Momeni, K. Dehghani // *Metallurgical and Materials Transactions A* **42(7)** (2011) 1925.