



К ВОПРОСУ ПОСТРОЕНИЯ ЗАВИСИМОСТЕЙ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Галкин В.В.¹, Баженов Е.О.¹, Гаврилов Г.Н.¹, Вашурин А.В.², Черепенькин Д.В.³

¹Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева, Нижний Новгород, Россия

²НАЗ «Сокол» – филиал АО «Российская самолетостроительная компания „МиГ”», Нижний Новгород, Россия

³АО «ГАЗ», Нижний Новгород, Россия

Аннотация. Актуальность работы. В машиностроении значительная доля металлических изделий изготавливается методами горячего деформирования, при котором протекают процессы рекристаллизации, влияющие на структурные изменения и механические свойства материала. Аналитический обзор способов построения диаграмм рекристаллизации показал, что использование испытания на осадку является общепринятым способом их построения и имеет ряд нерешенных вопросов: большая трудоемкость построения диаграмм и неточность построения начального участка диаграмм; ограниченная информация о характере разнородности структуры; отсутствие возможности применения диаграмм в производственном процессе, характеризующемся сложным напряженным состоянием. **Цель работы.** Разработка способа построения диаграмм рекристаллизации, обеспечивающего решение вопросов по уменьшению числа испытаний при каждой температуре, возможности оценки разнородности структуры и применения построенных зависимостей рекристаллизации в производственном процессе. Основным направлением их решения явилось применение математических методов и технологий численного моделирования процессов деформирования твердого тела. **Научная новизна.** Для построения диаграмм рекристаллизации разработана имитационная модель осадки цилиндрических образцов, в которой для степеней обжатия 10 и 50% проведена оценка интенсивности деформации на всей поверхности продольных сечений осажённых образцов, в соответствии с координатной сеткой размером 2,0×2,0 мм. Это позволило выделить исследуемые зоны для металлографического анализа по определению среднего размера зерна и его разнородности. Разработанный метод расширил возможности для определения механизмов рекристаллизации в зависимости от температуры и степени деформации. **Результаты.** Апробация разработанного способа проведения при построении зависимости рекристаллизации II рода аустенитной стали X18H10T. Построенные зависимости рекристаллизации, с учетом данных разнородности, расширили возможности оценки механизмов рекристаллизации в интервале температур 1050–1150°C и степени деформации в показателе интенсивности до значения $\varepsilon_1 = 0,75$. **Практическая значимость.** Разработанный способ позволяет одновременно проводить построения диаграмм рекристаллизации III рода, а также проводить построения зависимостей рекристаллизации в зависимости от показателя накопленной (итоговой) деформации.

Ключевые слова: рекристаллизация металлических материалов, интенсивность деформации, величина зерна, зависимости рекристаллизации

© Галкин В.В., Баженов Е.О., Гаврилов Г.Н., Вашурин А.В., Черепенькин Д.В., 2026

Для цитирования

К вопросу построения зависимостей рекристаллизации металлических материалов / Галкин В.В., Баженов Е.О., Гаврилов Г.Н., Вашурин А.В., Черепенькин Д.В. // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2026. Т. 24. №2. С. 146-155. <https://doi.org/10.18503/1995-2732-2026-24-2-146-155>



Контент доступен под лицензией Creative Commons Attribution 4.0 License.
The content is available under Creative Commons Attribution 4.0 License.

ON THE CONSTRUCTION OF RECRYSTALLIZATION DEPENDENCIES FOR METALLIC MATERIALS

Galkin V.V.¹, Bazhenov E.O.¹, Gavrillov G.N.¹, Vashurin A.V.², Cherepenkin D.V.³

¹Nizhny Novgorod State Technical University named after R.E. Alekseev, Nizhny Novgorod, Russia

²Sokol Aircraft Plant, branch of JSC Russian Aircraft Corporation "MiG", Nizhny Novgorod, Russia

³JSC GAZ, Nizhny Novgorod, Russia

Abstract. Problem Statement (Relevance). In mechanical engineering, a significant proportion of metallic products are manufactured by hot deformation processes, during which recrystallization occurs, affecting structural transformations and the mechanical properties of the material. An analytical review of recrystallization diagram construction methods showed that compression testing is the conventional approach; however, it has several unresolved issues, including high labor intensity, insufficient accuracy in determining the initial section of the diagrams, limited information on grain-size heterogeneity, and the inability to directly apply the diagrams to industrial processes characterized by complex stress states. **Objectives.** The research is aimed at development of a method for constructing recrystallization diagrams that reduces the number of tests required at each temperature, enables the assessment of grain-size heterogeneity, and allows the obtained recrystallization dependencies to be applied to industrial deformation processes. The main approach to solving these issues involved the application of mathematical methods and numerical simulation technologies for solid-body deformation processes. **Originality.** A simulation model of cylindrical specimen compression was developed for constructing recrystallization diagrams. The model was used to evaluate the strain intensity over the entire surface of longitudinal sections of compressed specimens at reductions of 10 and 50%, according to a coordinate grid with a spacing of 2.0×2.0 mm. This approach made it possible to identify specific zones for metallographic analysis aimed at determining the average grain size and grain-size heterogeneity. The proposed method expanded the possibilities for identifying recrystallization mechanisms depending on temperature and strain degree. **Result.** The developed method was validated through the construction of type II recrystallization dependencies for X18H10T austenitic steel. The obtained recrystallization dependencies, supplemented by grain-size heterogeneity data, provided enhanced capabilities for evaluating recrystallization mechanisms within the temperature range of 1050-1150°C and for strain intensity values up to $\varepsilon_i = 0,75$. **Practical Relevance.** The proposed method makes it possible to simultaneously construct Type III recrystallization diagrams and to establish recrystallization dependencies as a function of accumulated (total) strain.

Keywords: recrystallization of metallic materials, strain intensity, grain size, recrystallization dependencies

For citation

Galkin V.V., Bazhenov E.O., Gavrillov G.N., Vashurin A.V., Cherepenkin D.V. On the Construction of Recrystallization Dependencies for Metallic Materials. *Vestnik Magnitogorskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University]. 2026, vol. 24, no. 2, pp. 146-155. <https://doi.org/10.18503/1995-2732-2026-24-2-146-155>

Введение

В машиностроении большое количество металлических изделий изготавливаются технологиями горячего деформирования, при котором в материале протекает процесс рекристаллизации, характеризующийся полной или частичной заменой деформированных зерен. Процесс рекристаллизации зависит от условий пластического деформирования: температуры, степени, скорости и механической схемы деформации.

Для оценки процесса рекристаллизации используются трехмерные диаграммы в координатах «средний диаметр (площадь) зерна – фактическая степень деформации – температура деформирования (температура отжига)». Структурным параметром, характеризующим процесс рекристаллизации, является средний диаметр (площадь) зерна, который влияет на изменение механических свойств деформированного материала. В качестве двух основных влияющих фак-

торов выбраны температура и степень деформации. В промышленном производстве применяются диаграммы рекристаллизации трех родов. Диаграммы I рода используются для оценки процесса рекристаллизации при отжиге деформированных металлов. Для оценки первичной рекристаллизации в процессе пластической деформации применяются диаграммы II рода. Для оценки процесса рекристаллизации в условиях последующих видов рекристаллизации Д.И. Бережковским [1] предложено построение диаграмм III рода, в которых размер зерна деформированного материала определяется после отжига продолжительностью 1 и 3 часа.

Первые построения диаграмм рекристаллизации в координатах «величина зерна – степень обжатия – температура» и установление закономерной связи между степенями обжатия и величиной зерна относятся к работам Ганеманна и Люкке в 1925 году [2]. Изучение процесса рекристаллизации проводилось на

углеродистых сталях с содержанием 0,06 и 0,49%С. Цилиндрические образцы осаживались под копром на плоскопараллельных бойках в интервале температур 700–1200°C со степенью обжатия до 60%. Величина зерна определялась по месту пересечения диагоналей продольного сечения осаженного образца (метод пересечений Гейна) и соотносилась с относительной деформацией образца по высоте. Описанный метод до настоящего времени является общепринятым, однако имеет ряд нерешенных вопросов:

- большая трудоемкость построения диаграмм и неточность построения начального участка диаграмм до значения пороговой деформации;

- ограниченная информация о характере разнотерности деформируемой структуры;

- отсутствие возможности применения диаграмм рекристаллизации в производственном процессе, характеризующемся сложным напряженным состоянием.

В последующие годы были разработаны новые методы построения диаграмм рекристаллизации, в которых был сохранен вид испытания – обжатие цилиндрических заготовок по высоте. Усовершенствование методов касалось повышения точности оценки степени деформации материала в объеме осаженных заготовок в сопоставлении с размером рекристаллизованного зерна. Из разработанных методов можно выделить метод Е. Зибеля и А. Помпа [3], включивший осадку образцов с применением конических опор с целью ослабления контактного трения. Данный метод не получил развития из-за значительной неравномерности деформированного состояния в образце при степенях обжатия свыше 50%.

Метод обжатия образцов плоскопараллельными бойками был усовершенствован Иг.М. Павловым [4]. Диаграммы строились по размерам зерен, расположенных по вертикальной оси продольного сечения осаженного образца в соответствии с относительной степенью деформации, которая определялась методом ввинченных шурупов. Построенные диаграммы имели неточность, обусловленную тем, что ввинченный шуруп не имеет постоянного соприкосновения с металлом осаживаемого образца.

Следует отметить метод, предложенный Н.И. Корнеевым [5], в котором на четвертой части продольного сечения осаженного образца по всей площади выявлялась максимальная величина зерна, которая соотносилась со степенью его обжатия. В дальнейшем для обеспечения равномерности деформации осаживаемых образцов в последних выполнялись торцевые выточки, заполняемые твердой смазкой, в частности жидким стеклом.

Однако вышеразработанные методы не решили обозначенные вопросы, что было отмечено в работах многих ученых. В трудах С.С. Горелика по рекристаллизации [6] отмечено, что диаграммы рекристаллизации в их общепринятом виде дают ограниченную информацию о характере рекристаллизованной структуры и не отражают существенные ее особенно-

сти, в частности характер разнотерности. В работах Бернштейна М.Л. [7] затрагивались вопросы неоднородности схем напряжений в обрабатываемых материалах при штамповке или прокатке, что приводило к неоднозначному протеканию процессов рекристаллизации в разных зонах одной и той же поковки (поверхность, центр, зона сдвига). Проблемой является невозможность отражения сложного характера рекристаллизованной структуры в рамках одной диаграммы. В книге А.Н. Орлова, В.Н. Перевезенцева, В.В. Рыбина о границах зерен [8] указано, что для исследования формируемой неоднородной разнотерной структуры и определения температурно-временных интервалов первичной и собирательной рекристаллизации требуется использование существенно большего числа областей металлографического шлифа. Также во всех работах отмечена недостаточная возможность решения вопросов производства с применением диаграмм рекристаллизации существующего вида.

Начало нашего тысячелетия охарактеризовалось развитием цифровой информатики и программирования, в частности разработкой современных математических методов и компьютерных технологий численного моделирования физико-механических процессов деформирования твердого тела. Большое количество работ проведено по моделированию деформации и эволюции микроструктур при рекристаллизации [9, 10]. Результатом математического моделирования является разработка имитационных моделей технологических процессов, реализация которых позволяет сократить дорогостоящие лабораторные и производственные испытания [11-13]. В обработке материалов давлением математическое моделирование технологических процессов с применением программ, основанных на методе конечных элементов, увеличило число аналитических методов, определяющих напряженно-деформированное состояние материала [14, 15]. Это определило возможность разработки имитационной модели осадки цилиндрических образцов под плоскими плитами как вида испытания и применения специализированных программ определения размера зерна при построении зависимостей рекристаллизации, что и явилось основным содержанием разработанного способа [16].

Материалы и методы исследования

Разработанный способ построения зависимостей рекристаллизации отличается от существующих тем, что замеры зерна проводятся на поверхности продольного сечения осаженных образцов в центрах ячеек нанесенной координатной сетки размером 2,0×2,0 мм и сопоставляются со степенью деформации в показателе интенсивности, определенной методом математического моделирования. Способ основан на следующих положениях:

- использование неравномерности деформации материала при осадке под плоскими плитами, которая

позволяет на продольных сечениях двух осаженных образцов с относительными деформациями 10 и 50% получить набор значений фактических деформации, заменяющих степени обжатия: 3, 5, 7, 10, 15, 20, 25, 30, 40, 50 и 80%;

– применение математического моделирования процесса осадки под плоскими плитами со степенями обжатия 10 и 50% для определения степени деформации в показателе интенсивности в центрах ячеек координатной сетки размером $\sim 2,0 \times 2,0$ мм на продольных сечениях осаженных образцов и последующего выбора ячеек в порядке плавного возрастания степени деформации для металлографического анализа;

– построении зависимостей рекристаллизации путем сопоставления значений интенсивности деформации и размера среднего диаметра (площади) зерна, определяемых металлографическим методом в выбранных ячейках координатной сетки на шлифах продольных сечений осаженных образцов с применением компьютерных программ измерения.

В разработанном способе диаметры образцов d_0 выбраны в интервале 45–50 мм с относительной длиной $l_0 = h_0/d_0$ в пределах 1,4–2,2, что определяет их устойчивость при осадке. Для испытаний выбраны два основных типоразмера: $d_0 = 45$ мм, $h_0 = 90$ мм, $l_0 = 2,0$; $d_0 = 50$ мм, $h_0 = 70$ мм, $l_0 = 1,4$. Относительная длина образца влияет на максимальную неравномерность деформации в осаженном образце и показатели ее интенсивности.

В данной статье приведено построение диаграмм рекристаллизации II рода стали аустенитного класса X18N10T при следующих условиях испытания:

– вид материала и размеры заготовок: горячекатаный прокат, цилиндрические образцы с плоскими торцами ($d_0 = 50$ мм, $h_0 = 70$ мм, $l_0 = 1,4$) и круговой механической обточкой;

– условия нагрева заготовок: камерная электрическая печь с отклонениями по температуре $\pm 10^\circ\text{C}$; температуры нагрева: 900, 1000, 1050, 1100, 1150 $^\circ\text{C}$; скорость нагрева 3 мм/мин;

– вид испытаний: осадка на механическом прессе со степенями обжатия 10 и 50% при каждой температуре образцов.

В разработанном способе математическое моделирование процессов деформирования выполняется с применением программ, основанных на методе конечных элементов. В данном исследовании для моделирования осадки со степенью обжатия 10 и 50% использован программный комплекс DEFORM-3D и твердотельные модели инструмента (плоских бойков) и цилиндрического образца, разработанные в программном пакете SolidWorks 2007 (рис. 1, а).

Достоверность математического моделирования операции осадки было подтверждено сопоставлением данных моделирования и размеров осаженных образцов со степенями деформации: $\varepsilon_h^1 = 10\%$ (высота $h_1 = 63$ мм, диаметр торца $d_t^1 = 25$ мм, максимальный диаметр $d_{\max}^1 = 52$ мм), $\varepsilon_h^2 = 50\%$ (высота $h_2 = 35$ мм, диаметр торца $d_t^2 = 46$ мм, максимальный диаметр $d_{\max}^2 = 48$ мм). Несовпадение размеров по диаметру торцов образцов составило 0,2 мм, по максимальному диаметру – 0,15 мм.

Значения интенсивности деформации ε_i в продольных сечениях осаженных образцов при степенях осадки 10 и 50% в соответствии с координатной сеткой с ячейкой $\sim 2,0 \times 2,0$ мм (рис. 1, б, в) приведены в табл. 1 и 2, на основании которых построены поля деформаций материала (рис. 2).

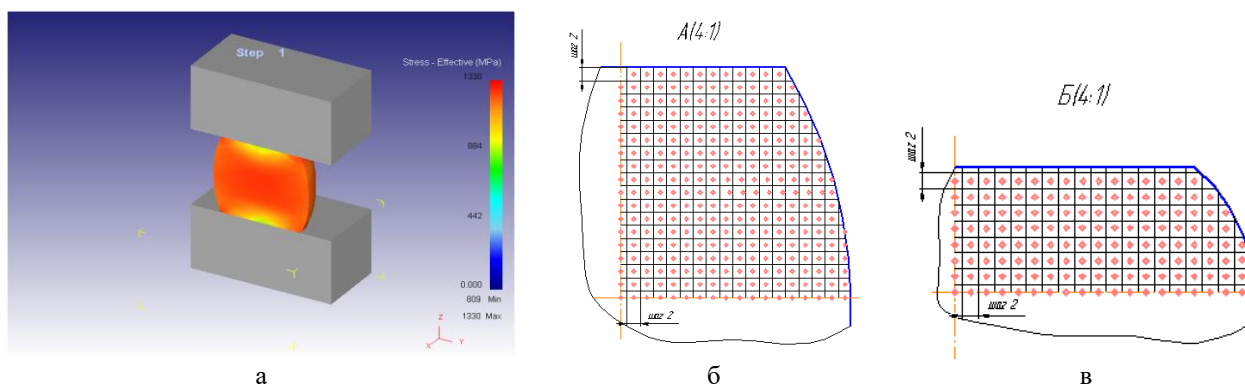


Рис. 1. 3D-модель математического моделирования операции осадки (а) и координатная сетка с ячейкой размером $2,0 \times 2,0$ мм на 1/4 части продольного сечения образцов, осаженных со степенью деформации 10 и 50% (б, в)

Fig.1. 3D model of the compression process simulation (а) and coordinate grid with a cell size of 2.0×2.0 mm on 1/4 of the longitudinal section of specimens compressed to deformation degrees of 10 and 50% (б, в)

Таблица 1. Значения интенсивности деформации ϵ_i в продольном сечении осажённого образца из стали X18H10T с относительной степенью деформации $\epsilon_h^1 = 10\%$

Table 1. Strain intensity values ϵ_i in the longitudinal section of an X18H10T steel specimen compressed to a relative deformation degree of $\epsilon_h^1 = 10\%$

Номер ряда по высоте образца	Номер ячейки по горизонтали от края до продольной оси образца							
	1	2	3	4	5	6	7	8
	Интенсивность деформации ϵ_i							
1 (верх)	0,233	0,084	0,042	0,019	0,013	0,011	0,007	0,007
2	0,109	0,104	0,083	0,063	0,041	0,026	0,019	0,019
3	0,104	0,111	0,109	0,099	0,084	0,068	0,058	0,053
4	0,111	0,119	0,125	0,129	0,123	0,121	0,114	0,115
5	0,122	0,133	0,14	0,148	0,156	0,162	0,164	0,164
6	0,132	0,143	0,152	0,163	0,173	0,18	0,186	0,187
7	0,143	0,152	0,159	0,169	0,178	0,184	0,188	0,189
8	0,15	0,156	0,162	0,169	0,175	0,179	0,182	0,182
9	0,156	0,159	0,162	0,166	0,169	0,171	0,173	0,173
10	0,16	0,16	0,16	0,162	0,163	0,164	0,164	0,164
11	0,161	0,16	0,16	0,159	0,159	0,16	0,16	0,16

Таблица 2. Распределение интенсивности деформации ϵ_i в продольном сечении осажённого образца из стали X18H10T с относительной степенью деформации $\epsilon_h^1 = 50\%$

Table 2. Distribution of strain intensity ϵ_i in the longitudinal section of an X18H10T steel specimen compressed to a relative deformation degree of $\epsilon_h^1 = 50\%$

Номер ряда по высоте образца	Номер ячейки по горизонтали от края до продольной оси образца									
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
	Интенсивность деформации ϵ_i									
1(верх)		0,791	0,548	0,367	0,227	0,157	0,109	0,072	0,049	0,043
2		0,512	0,462	0,386	0,298	0,236	0,180	0,151	0,153	0,142
3	0,458	0,479	0,492	0,462	0,418	0,386	0,352	0,323	0,294	0,294
4	0,484	0,525	0,532	0,536	0,528	0,524	0,513	0,468	0,465	0,426
5	0,499	0,525	0,557	0,586	0,605	0,602	0,603	0,598	0,596	0,607
6	0,514	0,533	0,590	0,615	0,639	0,665	0,692	0,699	0,706	0,709
7	0,530	0,570	0,622	0,663	0,686	0,703	0,718	0,732	0,736	0,736
8 (середина)	0,566	0,610	0,640	0,662	0,679	0,695	0,714	0,728	0,731	0,732

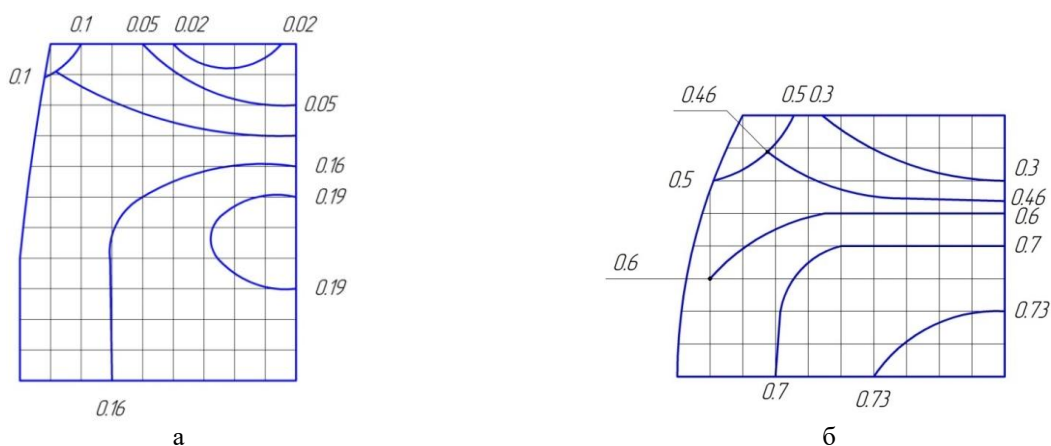


Рис. 2. Поля деформаций в 1/4 части продольного сечения осажённых образцов со степенью деформации ϵ_h : а – 10%; б – 50% (цифры – интенсивность деформации ϵ_i)

Fig. 2. Strain fields in 1/4 of the longitudinal section of specimens compressed to deformation degrees ϵ_h of: а is 10%; б is 50% (numbers indicate strain intensity values ϵ_i)

Для металлографического анализа на основании анализа распределения интенсивности деформации и ее значений в продольных сечениях осаженных образцов со степенями 10 и 50% (табл. 3, 4) выбраны ячейки вертикальных рядов (зоны), соприкасающиеся с продольной осью осаженных образцов. Значения интенсивности деформации в смежных ячейках шлифа позволяют плавно оценить интенсивность развития процесса рекристаллизации и ее механизмы, а также дать объективную оценку степени разнотекстурности микроструктуры, в том числе до значения пороговой деформации.

В соответствии с расположением выбранных зон под шлифы были вырезаны вертикальные участки из половинок осаженных заготовок (рис. 3).

Сравнение значений интенсивности деформации в вертикальных рядах осаженных образцов со степенью деформации 10 и 50% показало, что для построения зависимостей рекристаллизации рационально использовать результаты, полученные при 50%-м обжатии. Значения, полученные при осадке 10%, уточняют построение зависимости рекристаллизации

до значений пороговой деформации.

Металлографический анализ включил оценку среднего размера зерна по ГОСТ 5639-82 «Стали и сплавы. Методы выявления и определения величины зерна» с использованием комплекса программно-аппаратного анализа микроструктуры поверхности Thixomet (регистрационный № 48386). Программа обеспечивает мониторинг микроструктуры цифровых фотографий с увеличением до $\times 1000$, определение средней площади зерна, числа зерен на фотографии и их распределение по баллу зерна.

На рис. 4 приведена микроструктура недеформированного горячекатаного проката стали X18H10T и ее металлографическая обработка с применением программы.

Полученные результаты и их обсуждение

Результаты микроструктурного анализа стали осаженных заготовок после обжатия, одного и трех-часовых отжигов в ячейках вертикального ряда №8 (см. табл. 2) приведены в табл. 5.

Таблица 3. Значения интенсивности деформации ε_i в центральном вертикальном ряду осаженного образца из стали X18H10T с относительной степенью деформации $\varepsilon_h^1 = 10\%$

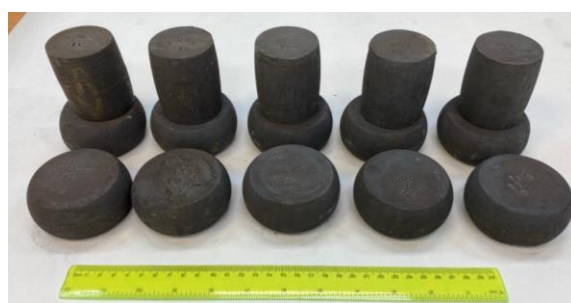
Table 3. Strain intensity values ε_i in the central vertical row of an X18H10T steel specimen compressed to a relative deformation degree of $\varepsilon_h^1 = 10\%$

Номер ячейки вертикального ряда №8 сверху вниз (см. табл. 1)										
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
Интенсивность деформации ε_i										
0,007	0,019	0,053	0,115	0,164	0,187	0,189	0,182	0,173	0,164	0,16

Таблица 4. Значения интенсивности деформации ε_i в центральном вертикальном ряду осаженного образца из стали X18H10T с относительной степенью деформации $\varepsilon_h^1 = 50\%$

Table 4. Strain intensity values ε_i in the central vertical row of an X18H10T steel specimen compressed to a relative deformation degree of $\varepsilon_h^1 = 50\%$

Номер ячейки вертикального ряда №8 сверху вниз (см. табл. 2)							
1	2	3	4	5	6	7	8
Интенсивность деформации ε_i							
0,043	0,142	0,294	0,426	0,607	0,709	0,736	0,732



а



б

Рис. 3. Фотографии осаженных образцов со степенями деформации 10 и 50% (а) и вырезанных вертикальных участков из половинок осаженных заготовок (б) под шлифы

Fig. 3. Photographs of specimens compressed to deformation degrees of 10 and 50% (a) and vertical sections cut from the halves of the compressed specimens for metallographic sample preparation (б)

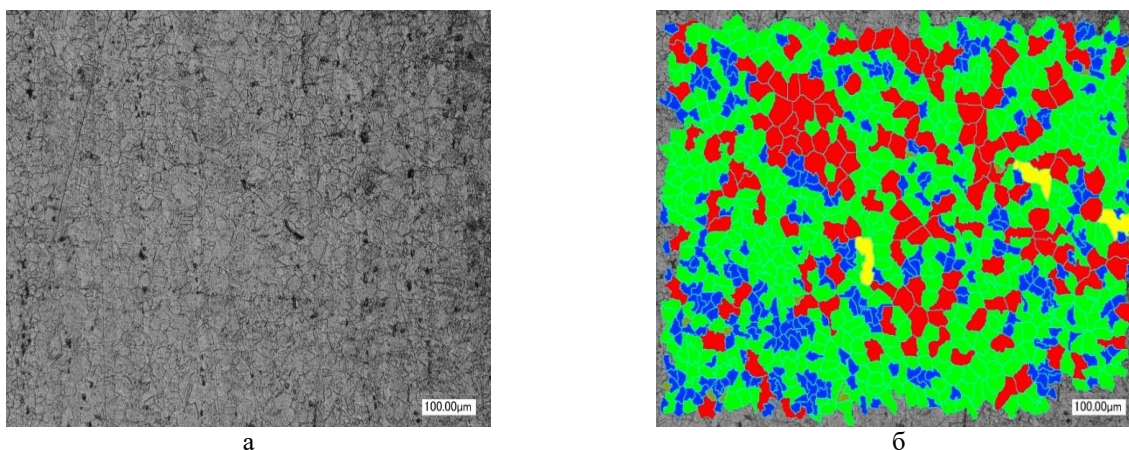


Рис. 4. Микроструктура горячекатаного проката стали X18H10T (а), картина разделения микроструктуры на зоны по баллу зерна (б)

Fig.4. Microstructure of hot-rolled X18H10T steel (a); microstructure zoning according to size number (б)

Таблица 5. Средняя площадь зерна, число зерен и их распределение по баллу зерна в зависимости от интенсивности деформации ε_i в продольном сечении осаженного образца из стали X18H10T со степенью обжатия $\varepsilon_h^2 = 50\%$

Table 5. Average grain area, number of grains, and their distribution by grain size number as a function of strain intensity ε_i in the longitudinal section of an X18H10T steel specimen compressed to a reduction ratio of $\varepsilon_h^2 = 50\%$

	Номер ячейки					
	2	3	4	5	6	7
	Интенсивность деформации ε_i					
	0,142	0,294	0,426	0,607	0,709	0,736
Испытание при 1050°C						
Средняя площадь зерна, мкм ²	511	810	883	808	648	855
Число зерен	516	478	428	486	446	404
Распределение по баллу зерна (% по сумме баллов)	G ₆ (2%) G ₇ (15%) G ₈ (44%) G ₉ (33%) G ₁₀ (5%)	G ₅ (3%) G ₆ (9%) G ₇ (32%) G ₈ (25%) G ₉ (21%) G ₁₀ (9%)	G ₆ (17%) G ₇ (28%) G ₈ (29%) G ₉ (18%) G ₁₀ (7%)	G ₆ (15%) G ₇ (23%) G ₈ (32%) G ₉ (19%)	G ₆ (7%) G ₇ (26%) G ₈ (36%) G ₉ (23%) G ₁₀ (7%)	G ₇ (24%) G ₈ (25%) G ₉ (27%) G ₁₀ (14%)
Испытание при 1100°C						
Средняя площадь зерна, мкм ²	20709	5305	2222	815	736	625
Число зерен	200	230	313	420	416	400
Распределение по баллу зерна (% по сумме баллов)	G ₂ (43%) G ₃ (21%) G ₄ (18%) G ₅ (7%) G ₆ (6%)	G ₃ (15%) G ₄ (18%) G ₅ (12%) G ₆ (20%) G ₇ (15%)	G ₄ (12%) G ₅ (11%) G ₆ (17%) G ₇ (22%) G ₈ (22%) G ₉ (11%)	G ₆ (16%) G ₇ (30%) G ₈ (27%) G ₉ (18%) G ₁₀ (8%)	G ₆ (13%) G ₇ (27%) G ₈ (28%) G ₉ (23%) G ₁₀ (8%)	G ₆ (10%) G ₇ (22%) G ₈ (27%) G ₉ (26%) G ₁₀ (15%)
Испытание при 1150°C						
Средняя площадь зерна, мкм ²	18484	17646	17930	13184	9377	7344
Число зерен	200	200	200	200	200	200
Распределение по баллу зерна (% по сумме баллов)	G ₁ (15%) G ₂ (6%) G ₃ (36%) G ₄ (25%) G ₅ (8%)	G ₂ (37%) G ₃ (21%) G ₄ (22%) G ₅ (15%)	G ₁ (13%) G ₂ (16%) G ₃ (31%) G ₄ (14%) G ₅ (13%)	G ₂ (21%) G ₃ (22%) G ₄ (26%) G ₅ (17%) G ₆ (7%)	G ₂ (9%) G ₃ (15%) G ₄ (27%) G ₅ (24%) G ₆ (15%)	G ₂ (6%) G ₃ (16%) G ₄ (24%) G ₅ (21%) G ₆ (15%) G ₆ (11%)

На основании сопоставления полученных значений средней площади зерна в исследуемых ячейках координатной сетки на шлифах продольных сечений осаженных образцов с величиной интенсивности деформации построены зависимости рекристаллизации П рода (рис. 5). Для построения начального участка зависимостей до величины интенсивности деформации $\varepsilon_i = 0,142$ использованы результаты микроструктурного анализа центральных вертикальных рядов осаженных образцов со степенью обжатия 10%.

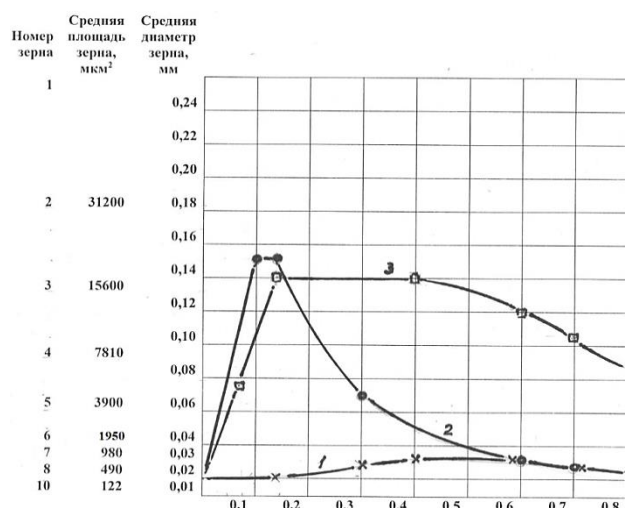


Рис. 5. Зависимости рекристаллизации аустенитной стали X18H10T при температурах 1050°C (кривая 1), 1100°C (кривая 2) и 1150°C (кривая 3)

Fig. 5. Recrystallization dependencies of X18H10T austenitic steel at temperatures of 1050°C (curve 1), 1100°C (curve 2), and 1150°C (curve 3)

Структурно-деформационный анализ зависимостей рекристаллизаций совместно с оценкой числа зерен и их распределения по баллу зерна, используя основные положения работ А.П. Гуляева [17], С.С. Горелика и других ученых [3, 4], позволяет сделать следующие выводы.

При температуре 1050°C при малой степени деформации $\varepsilon_i = 0,043$ первичная рекристаллизация практически не наблюдается, структура 6-го балла зерна наблюдается в объеме G_6 (2%). В интервале интенсивности деформации $\varepsilon_i = 0,294-0,426$ наблюдается увеличение площади зерна в полтора раза и появление в структуре 6-го балла зерна с объемом G_6 (17%). При дальнейшем увеличении степени деформации величина зерна уменьшается до размера зерна недеформированной структуры со средней площадью ~ 600 мкм², соответствующей 7-8-му баллу. Незначительное увеличение средней площади зерна ~ 850 мкм² с объемом 6-го балла зерна G_6 (11%) соответствует максимальной степени деформации $\varepsilon_i = 0,736$. При всех степенях деформации наблюдается появление и сохранение измельчения исходной структуры в процессе обжатия с баллом зерна G_9 (18–33%) и G_{10}

(5–14%), что означает отсутствие в указанных объемах процесса рекристаллизации.

При 1100°C при малой степени деформации $\varepsilon_i = 0,043$ первичная рекристаллизация структуры, как и при 1050°C, проявляется незначительно. В дальнейшем при интенсивности деформации $\varepsilon_i = 0,142$ структура характеризуется резким ростом размера зерна, средняя площадь которого составила 20700 мкм². При дальнейшем увеличении степени деформации происходит плавное уменьшение размера зерна до значения 700–600 мкм².

При температуре 1150°C картина процесса рекристаллизации совершенно изменилась. С начала деформации до степени деформации $\varepsilon_i = 0,426$ структура характеризуется значительным увеличением средней площади зерна в интервале 18450–17950 мкм². Структура содержит рекристаллизованные зерна размером от 1-го (250 мкм) до 5-го баллов (62 мкм). При дальнейшем повышении степени деформации $\varepsilon_i = 0,426$ средняя площадь зерна уменьшалась, и при максимальной степени деформации $\varepsilon_i = 0,736$ средняя площадь зерна составила значение ~ 7300 мкм² (4-й балл).

При анализе микроструктур образцов, обработанных в интервале температур 1050–1150°C, можно отметить, что наблюдается миграционный механизм роста зерен, при котором крупные зерна растут за счет «поедания» мелких зерен. При сравнении зависимостей рекристаллизации можно отметить, что при степени деформации 0,142 величина зерна при температуре 1100°C больше, чем при 1150°C, но при анализе разнотерности следует отметить наличие зерен размером G_6 (6%), которые при 1150°C отсутствуют. Данный факт указывает на актуальность оценки разнотерности при построении зависимостей рекристаллизации.

На основании анализа полученных результатов можно сделать следующие выводы:

- для стали аустенитного класса X18H10T процесс динамической рекристаллизации реализуется в интервале температур 1050–1150°C, интервал критических степеней имеет значения: для 1100°C – $\varepsilon_i = 0,1-0,14$; для 1150°C – $\varepsilon_i = 0,142-0,43$;
- зависимости рекристаллизации, построенные по значениям среднего диаметра (площади) зерна без учета разнотерности, не позволяют в полной мере оценить процесс рекристаллизации и реализующие их механизмы.

Закключение

Разработан ускоренный способ построения зависимостей рекристаллизации, основанный на математическом моделировании процесса осадки цилиндрических образцов в программном комплексе DEFORM-3D (МКЭ). Для степеней обжатия 10 и 50% проведена оценка интенсивности деформации по координатной сетке 2,0×2,0 мм на продольных сечениях. На основе полученных данных о деформированном состоянии выделены зоны с плавно нарастающей степенью деформации, в которых металлографиче-

ский анализ среднего размера зерна выполнен с помощью программного комплекса Thixomet. Метод позволяет сократить число испытаний, учитывать разнотернистость структуры и использовать построенные зависимости в производстве.

Разработанный метод расширил возможности для определения механизмов рекристаллизации в зависимости от температуры и степени деформации. Построенные зависимости рекристаллизации стали аустенитного класса X18H10T с учетом данных разнотернистости расширили возможности оценки механизмов рекристаллизации в интервале температур 1050–1150°C и степени деформации в показатели интенсивности до значения $\varepsilon_i = 0,75$.

Список источников

1. Бережковский Д.И. Новый тип диаграмм рекристаллизации и методика их построения // Заводская лаборатория. 1964. №12. С. 1482-1487.
2. Hanemann, Lucke // Stahl und Eisen. 1925, no. 5, s. 119.
3. Siebel und Pomp. Düsseldorf: Milt. Kais. Wilh. Inst. f. Eisenforsch, 1927. S. 157.
4. Павлов Иг.М. и др. // Металлург. 1936. С. 17-20.
5. Корнеев Н.И. Деформация металлов ковкой. М.: Оборонгиз, 1947. 244 с.
6. Горелик С.С., Добаткин С.В., Капуткина Л.М. Рекристаллизация металлов и сплавов. М.: МИСиС, 2005. 432 с.
7. Бернштейн М.Л., Займовский В.А., Капуткина Л.М. Термомеханическая обработка стали. М.: Металлургия, 1983. 480 с.
8. Орлов А.Н., Перевезенцев В.Н., Рыбин В.В. Границы зерен в металлах. М.: Металлургия, 1980. 156 с.
9. Rezvani, A., Ebrahimi, R., & Bagherpour, E. Static Recrystallization Simulation of Interstitial Free-Steel by Coupling Multi-Phase-Field and Crystal Plasticity Model Considering Dislocation Density Distribution // Advanced Engineering Materials. 2025, 27(12), p. 14. DOI: 10.1002/adem.202500117.
10. Grain Growth in High-Entropy Alloys (HEAs): A Review / Zamani M. R., Mirzadeh H., Malekan M., et al. // High Entropy Alloys & Materials. 2022, 1(1), pp. 25-59.
11. 3D cellular automaton simulation of the dynamic recrystallization microstructure evolution for a nickel-based superalloy / Gong Y., Ding H., Wang Y., et al. // Iron Steel Vanadium Titanium. 2025, 46(2), pp. 151-158. DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2025.02.021
12. El-Meligy M., El-Bitar T., & Ebied S. Grain refinement tracing of dynamic and metadynamic recrystallization for a Penetrator Steel // Journal of Ultrafine Grained and Nanostructured Materials. 2024, 57(1), pp. 75-81. DOI: 10.22059/JUFGNSM.2023.365577.417
13. Modeling deformation, recovery, and recrystallization of tantalum using a higher order elasto-viscoplastic self-consistent model / Riyad I. A., Clausen B., Savage D. J., et al. // Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 2025, p.105925. DOI:10.1016/j.jmps.2024.105925.
14. ГОСТ Р 57188-2016. Численное моделирование физических процессов. Термины и определения.
15. ГОСТ Р 57700.10-2018. Численное моделирование физических процессов. Определение напряженно-деформированного состояния. Верификация и валидация численных моделей сложных элементов конструкций в упругой области.
16. Патент № 2817327 С1 РФ. Способ построения зависимостей рекристаллизации / Галкин В.В., Гаврилов Г.Н., Вашурин А.В., Баженов Е.О., Итальянцев Д.С., опубл. 15.04.2024, бюл. №11.
17. Гуляев А.П. Металловедение. М.: Металлургия, 1986. 544 с.

References

1. Berezhkovskiy D.I. A new type of recrystallization diagrams and a method for their construction. *Zavodskaya laboratoriya* [Factory Laboratory]. 1964;(12):1482-1487. (In Russ.)
2. Hanemann Lucke. *Stahl und Eisen*. 1925;(5):119.
3. Siebel und Pomp. Düsseldorf: Milt. Kais. Wilh. Inst. f. Eisenforsch, 1927. S. 157.
4. Pavlov Ig.M., et al. *Metallurg* [Metallurgist]. 1936:17-20. (In Russ.)
5. Korneev N.I. *Deformatsiya metallov kovkoi* [Metal deformation by forging]. Moscow: Oborongiz, 1947. 244 p. (In Russ.)
6. Gorelik S.S., Dobatkin S.V., Kaputkina L.M. *Rekristallizatsiya metallov i splavov* [Recrystallization of metals and alloys]. Moscow: MISIS, 2005. 432 p. (In Russ.)
7. Bernshtein M.L., Zaimovskiy V.A., Kaputkina L.M. *Termomekhanicheskaya obrabotka stali* [Thermomechanical treatment of steel]. Moscow: Metallurgiya, 1983. 480 p. (In Russ.)
8. Orlov A.N., Perevezentsev V.N., Rybin V.V. *Granitsy zeren v metallakh* [Grain boundaries in metals]. Moscow: Metallurgiya, 1980. 156 p. (In Russ.)
9. Rezvani A., Ebrahimi R., Bagherpour E. Static recrystallization simulation of interstitial free-steel by coupling multi-phase-field and crystal plasticity model considering dislocation density distribution. *Advanced Engineering Materials*. 2025;27(12):14. doi:10.1002/adem.202500117.
10. Zamani M.R., Mirzadeh H., Malekan M., et al. Grain growth in high-entropy alloys (HEAs): A review. *High Entropy Alloys & Materials*. 2022;1(1):25-59.
11. Gong Y., Ding H., Wang Y., et al. 3D cellular automaton simulation of the dynamic recrystallization microstructure evolution for a nickel-based superalloy. *Iron Steel Vanadium Titanium*. 2025;46(2):151-158. DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2025.02.021.
12. El-Meligy M., El-Bitar T., Ebied S. Grain refinement tracing of dynamic and metadynamic recrystallization for a penetrator steel. *Journal of Ultrafine Grained and Nanostructured Materials*. 2024;57(1):75-81. DOI: 10.22059/JUFGNSM.2023.365577.417.
13. Riyad I.A., Clausen B., Savage D.J., et al. Modeling deformation, recovery, and recrystallization of tantalum using a higher order elasto-viscoplastic self-consistent model. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. 2025;105925. DOI: 10.1016/j.jmps.2024.105925.
14. State standard GOST R 57188-2016. Numerical simulation of physical processes. Terms and definitions. (In Russ.)
15. State standard GOST R 57700.10-2018. Numerical simulation of physical processes. Determination of stress-strain state. Verification and validation of numerical models of complex structural elements in the elastic region. (In Russ.)

16. Galkin V.V., Gavrilov G.N., Vashurin A.V., Bazhenov E.O., Italyantsev D.S. *Sposob postroeniya zavisimostei rekristallizatsii* [Method for constructing recrystallization dependencies]. Patent RU, no. 2817327 C1, 2024.
17. Gulyaev A.P. *Metallovedenie* [Metallurgical Science]. Moscow: Metallurgiya, 1986. 544 p. (In Russ.)

Поступила 13.02.2026; принята к публикации 20.04.2026; опубликована 30.06.2026
Submitted 13/02/2026; revised 20/04/2026; published 30/06/2026

Галкин Владимир Викторович – доктор технических наук, профессор кафедры «Машиностроительные технологические комплексы», Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева, Нижний Новгород, Россия.
Email: lumi1950@mail.ru. ORCID 0009-0007-6106-5253

Баженов Евгений Олегович – старший преподаватель кафедры «Машиностроительные технологические комплексы», Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева, Нижний Новгород, Россия.
Email: bazhenov98evgenii@mail.ru. ORCID 0000-0003-0193-6065

Гаврилов Геннадий Николаевич – доктор технических наук, профессор кафедры «Материаловедение, технологии материалов и термическая обработка металлов», Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева, Нижний Новгород, Россия.
Email: gavrilov1109@mail.ru. ORCID 0000-0002-8306-2965

Вашурин Алексей Вячеславович – заместитель начальника производства, начальник кузнечно-литейного цеха, НАЗ «Сокол» – филиал АО «Российская самолетостроительная компания „МиГ”», Нижний Новгород, Россия.
Email: vav5251@yandex.ru

Черепенькин Дмитрий Викторович – главный конструктор, начальник конструкторского отдела кузнечного производства, АО «ГАЗ», Нижний Новгород, Россия.
Email: cherepenkindv@gaz.ru.

Vladimir V. Galkin – DrSc (Eng.), Professor of the Department of Machine-Building Technological Complexes, Nizhny Novgorod State Technical University named after R.E. Alekseev, Nizhny Novgorod, Russia.
Email: lumi1950@mail.ru. ORCID 0009-0007-6106-5253

Evgeny O. Bazhenov – Senior Lecturer of the Department of Machine-Building Technological Complexes, Nizhny Novgorod State Technical University named after R.E. Alekseev, Nizhny Novgorod, Russia.
Email: bazhenov98evgenii@mail.ru. ORCID 0000-0003-0193-6065

Gennady N. Gavrilov – DrSc (Eng.), Professor of the Department of Materials Science, Materials Technology and Heat Treatment of Metals, Nizhny Novgorod State Technical University named after R.E. Alekseev, Nizhny Novgorod, Russia.
Email: gavrilov1109@mail.ru. ORCID 0000-0002-8306-2965

Alexey V. Vashurin – Deputy Head of Production, Head of the Blacksmithing and Foundry Shop, Sokol Aircraft Plant, branch of JSC Russian Aircraft Corporation “MiG”, Nizhny Novgorod, Russia.
Email: vav5251@yandex.ru

Dmitry V. Cherepenkin – Chief Designer, Head of the Design Department of Blacksmithing Production, JSC GAZ, Nizhny Novgorod, Russia.
Email: cherepenkindv@gaz.ru.