



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2019-3-74-84>
УДК 621.785.52

Поступила 07.08.2019
Received 07.08.2019

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА УКРУПНЕНИЯ АУСТЕНИТНОГО ЗЕРНА ПРИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОМ НАГРЕВЕ ЛЕГИРОВАННЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ

В. А. КУКАРЕКО, Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь, ул. Академическая, 12. E-mail: v_kukareko@mail.ru,

В. М. ГАЦУРО, ОАО «Минский тракторный завод», г. Минск, Беларусь, ул. Долгобродская, 29,

А. Н. ГРИГОРЧИК, Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь, ул. Академическая, 12,

А. Н. ЧИЧИН, ОАО «Минский тракторный завод», г. Минск, Беларусь, ул. Долгобродская, 29.

Исследовано влияние скорости нагрева типичных цементуемых сталей 15XГН2ТА и 25ХГТ на рост аустенитного зерна при длительных изотермических выдержках в процессе высокотемпературной химико-термической обработки. Показано, что изменение скорости нагрева цементуемых сталей в температурном интервале $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения при химико-термической обработке оказывает существенное влияние на процесс роста аустенитного зерна в них.

Получены уравнения регрессии, описывающие зависимость среднего размера аустенитного зерна от скорости нагрева, температуры предварительного отжига и температуры цементации, позволяющие осуществлять выбор режимов цементации различных сталей. Разработана феноменологическая модель, описывающая механизм формирования и роста аустенитных зерен в сталях при нагреве с различными скоростями. Сделано заключение, что медленный нагрев сталей в интервале фазового $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения способствует формированию комплекса мелких аустенитных зерен, разделенных высокоугловыми границами с адсорбированными на них примесными атомами, что обеспечивает повышенную устойчивость зеренной структуры к коалесценции и снижает скорость миграции границ при длительной высокотемпературной аустенизации.

Ключевые слова. *Высокотемпературная цементация, стали 15XГН2ТА и 25ХГТ, размер аустенитного зерна, скорость нагрева.*

Для цитирования. *Кукареко, В. А. Математическое моделирование процесса укрупнения аустенитного зерна при высокотемпературном нагреве легированных конструкционных сталей / В. А. Кукареко, В. М. Гацуро, А. Н. Григорчик, А. Н. Чичин // Литье и металлургия. 2019. № 3. С. 74–84. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2019-3-74-84>.*

MATHEMATICAL MODELING OF THE PROCESS OF ENLARGING THE AUSTENITIC GRAIN DURING HIGH-TEMPERATURE HEATING OF ALLOY STRUCTURAL STEEL

V. A. KUKAREKO, Joint Institute of Mechanical Engineering of NAS of Belarus, Minsk, Belarus, 12, Akademicheskaya str. E-mail: v_kukareko@mail.ru,

V. M. GATSURO, OJSC «Minsk Tractor Works», Minsk, Belarus, 29, Dolgobrodskaya str.,

A. N. GRIGORCHIK, Joint Institute of Mechanical Engineering of NAS of Belarus, Minsk, Belarus, 12, Akademicheskaya str.,

A. N. CHICHIN, OJSC «Minsk Tractor Works», Minsk, Belarus, 29, Dolgobrodskaya str.

The influence of the heating rate of a typical case hardening steel 15KHGN2TA and 25KHGT on the growth of austenitic grain during long-term isothermal exposures at the high-temperature chemical-heat treatment was studied. It is shown that the change in the rate of heating case hardening steels in the temperature interval $\alpha \rightarrow \gamma$ transformations during chemical-thermal treatment has a significant impact on the process of growth of austenitic grains in them.

Regression equations describing the dependence of the average size of austenitic grain on the heating rate, pre-annealing temperature and cementation temperature are obtained, which allow selecting the cementation modes of various steels. A phenomenological model describing the mechanism of formation and growth of austenitic grains in steels under heating at different speeds is developed.

It is concluded that the slow heating of steels in the interval of phase $\alpha \rightarrow \gamma$ transformation contributes to the formation of a complex of small austenite grains separated by high angle boundaries with adsorbed on them by impurity atoms, which ensures higher resistance grain structure to coalescence and reduce the rate of migration of the boundaries during prolonged high-temperature austenization.

Keywords. High temperature carburizing, steels 15KHGN2TA and 25KHGT, the austenitic grain size, heating rate.

For citation. Kukareko V. A., Gatsuro B. M., Grigorichik A. N., Chichin A. N. *Mathematical modeling of the process of enlarging the austenitic grain during high-temperature heating of alloy structural steel. Foundry production and metallurgy, 2019, no. 3, pp. 74–84. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2019-3-74-84>.*

Для формирования комплекса требуемых прочностных характеристик зубчатых колес высоконагруженных трансмиссий автотракторной техники и, в частности, тракторов «Беларус» проводят насыщение углеродом (цементацию) поверхностных слоев упрочняемых деталей. Технологическая операция цементации зубчатых колес является важнейшей с точки зрения обеспечения эксплуатационной надежности работы ответственных узлов автотракторной техники. В настоящее время цементацию подавляющего большинства деталей осуществляют в автоматизированных проходных и камерных агрегатах, обеспечивающих проведение всего цикла химико-термической обработки (ХТО) от нагрева до закалки в контролируемых газовых атмосферах без доступа воздуха при температурах 930–950 °С [1–3]. Вместе с тем, недостатком указанной технологии является большая продолжительность изотермической выдержки в процессе насыщения поверхностных слоев стальных деталей углеродом, что приводит к относительно низкой производительности процесса ХТО, а также к его высокой энергоемкости и себестоимости. В частности, время выдержки конструкционных цементуемых сталей при температуре насыщения 950 °С, необходимое для достижения толщины цементированного слоя 1,5 мм, составляет 11–12 ч (рис. 1). В связи с этим за рубежом, в странах СНГ и Республике Беларусь постоянно проводятся работы по совершенствованию технологии цементации и, в частности, созданию высокопроизводительных и энергосберегающих методов цементации. При этом повышение температуры процесса насыщения углеродом является наиболее действенным способом увеличения производительности при ХТО, повышающим эффективность термического производства и прежде всего уменьшающим расходы энергетических ресурсов. Так, например, увеличение температуры цементации от 950 до 1000 и 1050 °С приводит к уменьшению времени насыщения до глубины слоя 1,2–1,3 мм \approx в 1,6 и 2,3 раза соответственно, что позволяет существенно снизить энергоемкость процесса и повысить его производительность.

Современное оборудование позволяет осуществлять процесс высокотемпературной цементации при 1000–1050 °С в шахтных печах и проходных агрегатах. Ведущими мировыми производителями современного оборудования для высокотемпературной цементации являются «ALD Vacuum Technologies GmbH» (Германия), IPSEN INTERNATIONAL GmbH (Германия), ECM USA, Inc. (США), SECO/WARWICK (Польша), Theseus Lab (Чехия) и др. В частности, в настоящее время на ОАО «Минский тракторный завод» химико-термическая обработка зубчатых колес трансмиссий тракторов «Беларус» проводится на импортном оборудовании «ModulTherm 7/1» фирмы «ALD Vacuum Technologies GmbH» (Германия), позволяющем осуществлять процесс высокотемпературной вакуумной цементации деталей при температурах 1000–1050 °С с последующим подстуживанием до 850 °С и закалкой в среде инертного газа – гелия. Внедрение вакуумной цементации на МТЗ обеспечило существенную экономию ресурсов технологических газов, закалочного масла, а также снижение расходов на очистку деталей и уменьшение брака. Вместе с тем, высокотемпературная цементация используемых в СНГ и Беларуси стандартных цементуемых сталей при температуре 1000–1050 °С приводит к укрупнению в них зерна и получению некачественной грубой микроструктуры как в науглероженном слое, так и в сердцевине, а также к повышенному содержанию в слое остаточного аустенита. В частности, результаты проведенных исследований [4] показывают, что наиболее часто используемые в отечественном тракторостроении стали 25ХГТ, 20ХНЗА, 20ХНР, 15ХГН2ТА и др. (ГОСТ 4543–71) не применимы для высокотемпературной цементации из-за их склонности к росту аустенитного зерна при температурах ≥ 950 °С. В частности, огрубление структуры цементуемых сталей не соответствует требованиям

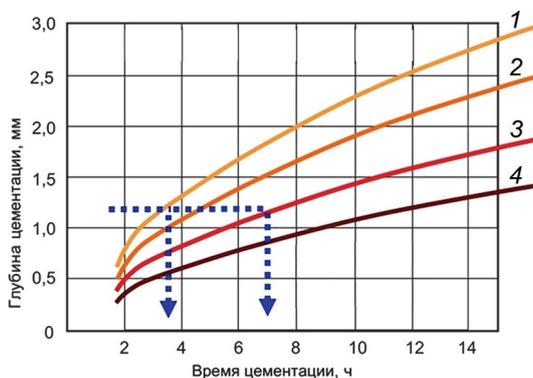


Рис. 1. Зависимость глубины цементированного слоя низкоуглеродистых сталей от температуры и времени цементации: 1 – $T = 1050$ °С; 2 – 1000; 3 – 950; 4 – 900 °С

гидрогенных сталей, закалочного масла, а также снижение расходов на очистку деталей и уменьшение брака. Вместе с тем, высокотемпературная цементация используемых в СНГ и Беларуси стандартных цементуемых сталей при температуре 1000–1050 °С приводит к укрупнению в них зерна и получению некачественной грубой микроструктуры как в науглероженном слое, так и в сердцевине, а также к повышенному содержанию в слое остаточного аустенита. В частности, результаты проведенных исследований [4] показывают, что наиболее часто используемые в отечественном тракторостроении стали 25ХГТ, 20ХНЗА, 20ХНР, 15ХГН2ТА и др. (ГОСТ 4543–71) не применимы для высокотемпературной цементации из-за их склонности к росту аустенитного зерна при температурах ≥ 950 °С. В частности, огрубление структуры цементуемых сталей не соответствует требованиям

СТП 257-2188-2004 Минского тракторного завода и препятствует использованию технологии высокотемпературной цементации на оборудовании «ModulTherm 7/1». Таким образом, для проведения высокотемпературной цементации требуется использование дорогостоящих наследственно-мелкозернистых зарубежных сталей, обладающих повышенной устойчивостью к укрупнению зеренной структуры.

Указанную проблему в настоящее время можно решить либо путем весьма трудоемкой и дорогостоящей разработки новых отечественных наследственно-мелкозернистых цементуемых сталей, сохраняющих дисперсную структуру после длительных изотермических выдержек при температурах 1000–1050 °С, либо путем совершенствования технологических режимов обработки стандартных цементуемых сталей с целью повышения стабильности их зеренной структуры в процессе высокотемпературной цементации. Предварительные исследования, проведенные авторами работы, позволили установить, что на кинетику укрупнения аустенитного зерна в легированных конструкционных сталях при высокотемпературных выдержках весьма значительное влияние оказывают скорость нагрева сталей до температур аустенизации, а также исходная структура и состав сталей [5, 6]. Результаты предварительных исследований показали, что за счет варьирования скоростью нагрева конструкционных хромоникелевых цементуемых сталей в температурном диапазоне фазового $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения можно добиться весьма существенного увеличения стабильности зеренной структуры сталей при высокотемпературной выдержке в области температур 1000–1020 °С [7]. Механизм обнаруженного явления стабилизации зеренной структуры сталей заключается в формировании при медленном нагреве в области $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения аустенитных зерен с преимущественно высокоугловой разориентацией и границами зерен, заблокированными адсорбированными примесными атомами [5, 6]. Приведенные результаты открывают новые возможности для разработки технологических режимов ресурсосберегающей высокотемпературной цементации стандартных сталей, обеспечивающих сохранение в них качественных мелкозернистых структур в процессе насыщения углеродом при высоких температурах 1000–1020 °С.

Поскольку явление стабилизации зеренной структуры зависит от большого количества факторов, то при разработке технологических процессов ХТО целесообразно использовать метод многофакторного анализа с целью построения математической модели процесса укрупнения аустенитного зерна при высокотемпературном нагреве конструкционных сталей. К числу таких факторов следует в первую очередь отнести скорость нагрева сталей в интервале фазового превращения, температуру цементации сталей и температуру их предварительной термической обработки.

В связи с этим целью работы является построение математической модели процесса укрупнения аустенитного зерна при высокотемпературном нагреве легированных конструкционных сталей с использованием метода факторного эксперимента и построением линейной полиномиальной модели функции отклика.

Методика эксперимента. Исследование проводили на образцах промышленных легированных конструкционных сталей 25ХГТ и 15ХГН2ТА (ГОСТ 4543-71). Химические составы сталей приведены в табл. 1.

Таблица 1. Химический состав исследуемых сталей, мас. %

Сталь	C	Cr	Ni	Mn	Si	Cu	Ti	Mo	P	S	Fe
25ХГТ	≈0,25	1,13	0,02	0,98	0,29	-	0,053	0,002	0,009	0,004	Основа
15ХГН2ТА	≈0,15	0,87	1,50	0,99	0,28	0,21	0,05	0,03	0,012	0,022	Основа

Для построения математической модели процесса роста аустенитного зерна в цементуемых сталях использовали метод полного факторного эксперимента [8]. В качестве параметра оптимизации (Y) выбирали размер аустенитного зерна. Функция отклика $y = f(x_1, x_2, \dots, x_k)$ связывает параметр оптимизации с факторами, в число которых входят температура отжига в процессе предварительной термической обработки сталей (X_1), скорость нагрева сталей в температурном интервале фазового превращения (X_2), температура нагрева (цементации) сталей (X_3). Строили линейную полиномиальную модель функции отклика в виде полинома первой степени:

$$Y = b_0 + \sum_{1 \leq i \leq k} b_i x_i + \sum_{1 \leq i < l \leq k} b_{il} x_i x_l,$$

где y – параметр оптимизации; k – число факторов; i, l – номера факторов; x_i, x_l – варьируемые факторы; b_0, b_i, b_{il} – коэффициенты регрессии, описывающие влияние факторов на параметр оптимизации.

Интервалы варьирования факторов и их значения на основном уровне приведены в табл. 2, матрица полного факторного эксперимента [8] – в табл. 3. Расчет коэффициентов полиномиальной модели проводили по приведенным в [8] формулам.

Таблица 2. Уровни факторов и интервалы их варьирования

Фактор	Обозначение	Интервал варьирования	Уровень фактора		
			основной	верхний (+)	нижний (-)
Температура отжига, °С	X_1	30	650	680	620
Скорость нагрева, °С/мин	X_2	100	100	200	3
Температура цементации, °С	X_3	30	990	1020	960

Таблица 3. Матрица полного факторного эксперимента

Номер эксперимента	x_0	x_1	x_2	x_3	x_1x_2	x_1x_3	x_2x_3	$x_1x_2x_3$	y
1	+	+	+	+	+	+	+	+	y_1
2	+	-	+	+	-	-	+	-	y_2
3	+	+	-	+	-	+	-	-	y_3
4	+	-	-	+	+	-	-	+	y_4
5	+	+	+	-	+	-	-	-	y_5
6	+	-	+	-	-	+	-	+	y_6
7	+	+	-	-	-	-	+	+	y_7
8	+	-	-	-	+	+	+	-	y_8

Время высокотемпературной обработки выбирали из условия достижения в сталях глубины цементованного слоя 1,2–1,5 мм. Для выбора интервала варьирования скорости нагрева сталей в температурном диапазоне фазового $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения проводили дополнительный эксперимент по определению реальной скорости нагрева поверхностных слоев заготовок сталей при их размещении в нагретой до температуры 1000°С печи (обычная технология нагрева цементуемых сталей). Для измерения скорости нагрева поверхностных слоев стальной заготовки массой 1,5 кг использовали хромель-алюмелевую термопару, вставленную в высверленную на поверхности заготовки лунку глубиной 1,0 мм. Заготовку с термопарой размещали в нагретой до 1000 °С печи и далее определяли температуру и скорость нагрева поверхностного слоя заготовки. На рис. 2 приведены зависимость температуры поверхностного слоя заготовки цементуемой стали от времени выдержки в печи, нагретой до температуры 1000°С (рис. 2, а), а также значения скорости нагрева поверхностного слоя заготовки в различных температурных интервалах (рис. 2, б). Из рисунка видно, что в интервале температур фазового $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения скорость нагрева поверхностного слоя стальной заготовки составляет 30–90 °С/мин и при температуре начала аустенитного превращения достигает ≈ 100 °С/мин. Нижний интервал скорости нагрева, равный 3 °С/мин, выбирали на основании данных, полученных в работах [5–7]. Верхний и нижний уровни значений температуры цементации выбирали равными 1020 и 960 °С. Интервал варьирования температуры составлял 30 °С (см. табл. 2). Диапазон исследуемых температур предварительного отжига перед высокотемпера-

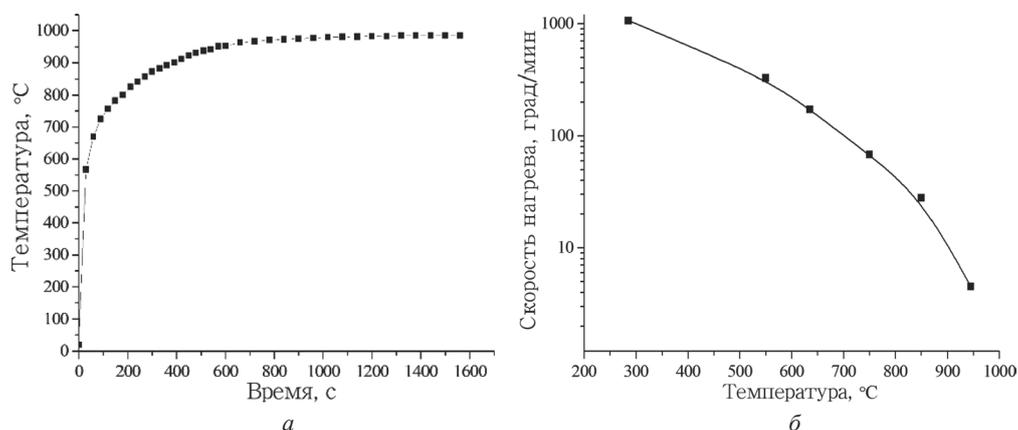


Рис. 2. Зависимость температуры поверхности стальной заготовки от времени нагрева (а) и скорости нагрева поверхности заготовки в различных температурных диапазонах (б)

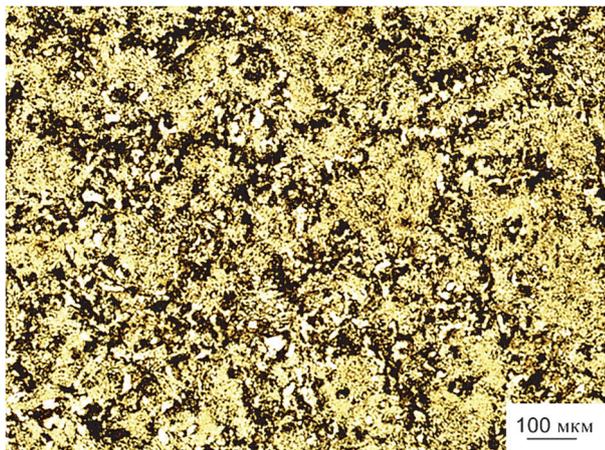


Рис. 3. Микроструктура стали 15XГН2ТА после предварительной термической обработки по заводскому режиму (нормализация и высокий отпуск)

турной обработкой составлял 620–680 °С (см. табл. 2), что соответствует температурам отжига, используемым на производстве ОАО «МТЗ».

Образцы для исследований (диаметр 25 мм, толщина 10 мм) вырезали из стальных поковок, прошедших предварительную термическую обработку в толкательном агрегате П-454 по заводскому режиму: нормализация, включающая нагрев до 930–940 °С, выдержку в течение 2 ч, охлаждение в накопительном контейнере на воздухе до температуры 20 °С, высокий отпуск при температуре 630–650 °С в течение 4 ч, охлаждение на воздухе до температуры 20 °С. Микроструктура поковок – ферритно-перлитная, содержание бейнита и мартенсита не превышало 10%, строчечность (полосчатость) отсутствовала (рис. 3). Твердость поковок 179–228 НВ. Кроме того, часть образцов подвергали высокому отпуску при 620 и 680 °С в течение 4 ч.

Окончательную обработку сталей проводили по следующим режимам.

Режим 1 – ступенчатый нагрев, включающий ускоренный нагрев до температуры 680 °С, регламентированный медленный нагрев со скоростью ≈ 3 °С/мин в интервале температур 680–800 °С, ускоренный нагрев от 800 °С до температуры цементации 1020 °С с последующей изотермической выдержкой в течение 90 мин на стадии насыщения углеродом (цементации). После цементации проводили подстуживание образцов до 850 °С в течение 85 мин и закалку в среде инертного газа (гелия). На завершающей стадии цикла химико-термической обработки проводили низкий отпуск при 170 °С в течение 90 мин (обработку проводили с использованием модульной вакуумной установки «ModulTherm 7/1»).

Режим 2 – моделирующий обычный нагрев поверхностных слоев деталей в цементационной печи, включающий нагрев до 1020 °С со скоростью ≈ 100 °С/мин, изотермическую выдержку в течение 90 мин, последующее охлаждение до 850 °С и закалку в масле (обработку проводили в печи СНОЛ 0,2.0,30,2/1300).

Режим 3 – моделирующий ускоренный нагрев поверхностных слоев деталей в цементационной печи, включающий нагрев до 1020 °С со скоростью ≈ 200 °С/мин, изотермическую выдержку в течение 90 мин, последующее охлаждение до 850 °С и закалку в масле (обработку проводили в печи СНОЛ 0,2.0,30,2/1300).

Режим 4 – моделирующий обычный нагрев поверхностных слоев деталей в цементационной печи в процессе цементации при 990 °С, включающий нагрев образцов до 990 °С со скоростью ≈ 100 °С/мин, изотермическую выдержку в течение 120 мин, последующее охлаждение до 850 °С и закалку в масле (обработку проводили в печи СНОЛ 0,2.0,30,2/1300).

Металлографическое исследование выполняли на микроскопе Альтами МЕТ1МТ при увеличениях 100 и 200. Размер аустенитного зерна определяли в соответствии с ГОСТ 5639-82 (пункт 3.6) с использованием метода хорд. Для выявления границ зерен использовали метод химического травления в реактиве, содержащем пикриновую кислоту и добавки поверхностно-активного вещества.

Измерение твердости и микротвердости сталей по Виккерсу проводили на приборе DuraScan 20 при нагрузках 10 и 0,1 кг соответственно.

Результаты эксперимента и их обсуждение

На рис. 4 приведены характерные микроструктуры сталей, подвергнутых высокотемпературной обработке в течение 90 мин при 1020 °С, после нагрева по различным режимам, обеспечивающим разные скорости нагрева в интервале фазового $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения. Из рисунка видно, что скорость нагрева сталей в интервале фазового превращения сильно влияет на размер аустенитного зерна в них после высокотемпературной обработки. В частности, в случае нагрева сталей по ступенчатому режиму (режим 1) с низкой скоростью нагрева в интервале фазового $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения (3 °С/мин) в сталях сохраняется мелкокристаллическая структура со средним размером зерна 35–45 мкм (рис. 4, а, в). В то же время при нагреве сталей со скоростью ≈ 100 –200 °С/мин (режимы 2, 3) во всех исследованных сталях регистрируется разно- и крупнозернистая структура (рис. 4, б, г). Средний размер зерна при этом составляет 60–80 мкм, а отдельные зерна имеют размер, превышающий 100–200 мкм. Таким образом, зеренная структура, сформированная в результате ступенчатого нагрева, обладает повышенной устойчивостью к росту при

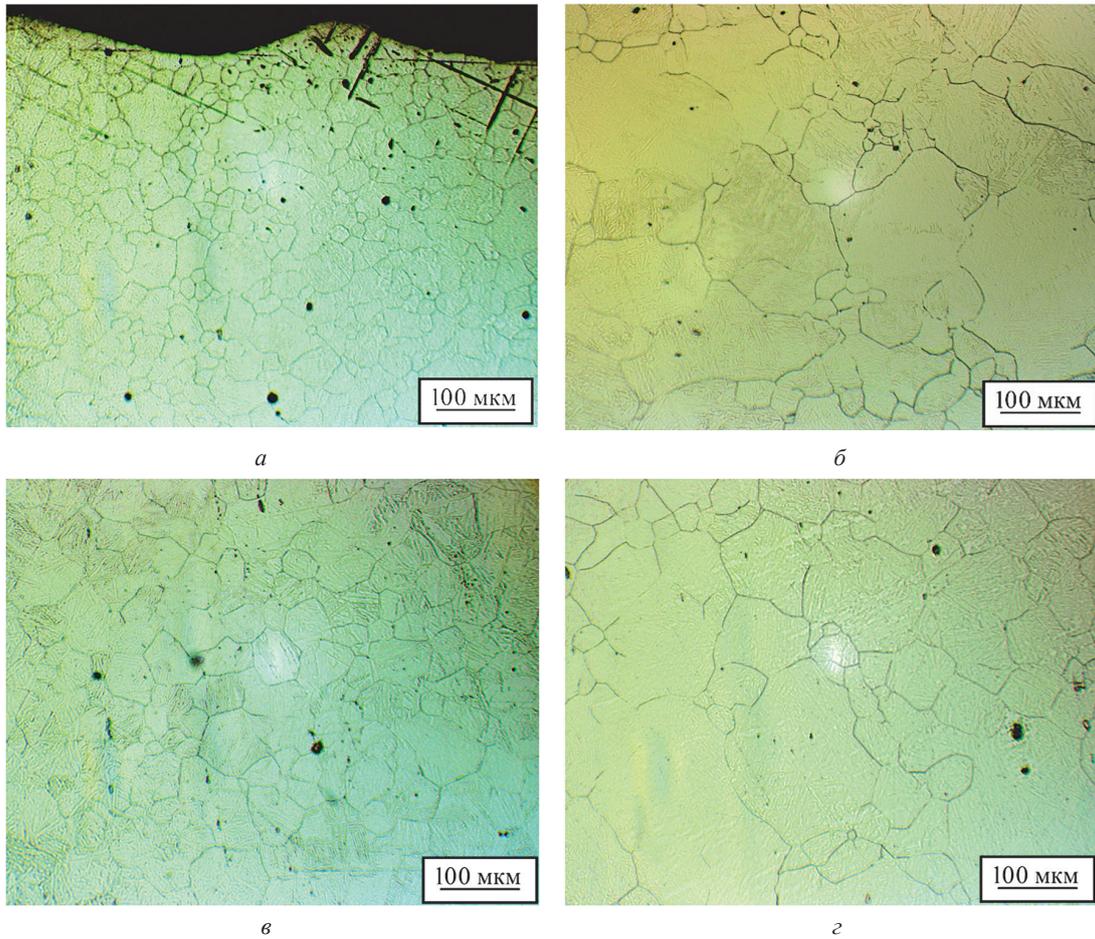


Рис. 4. Микроструктуры сталей 25XГТ (*a*, *б*), 15XГН2ТА (*в*, *г*) после обработки по режиму 1 со ступенчатым нагревом (*a*, *в*) и обработки по режиму 2 (*б*, *г*). Предварительную обработку сталей проводили по заводскому режиму

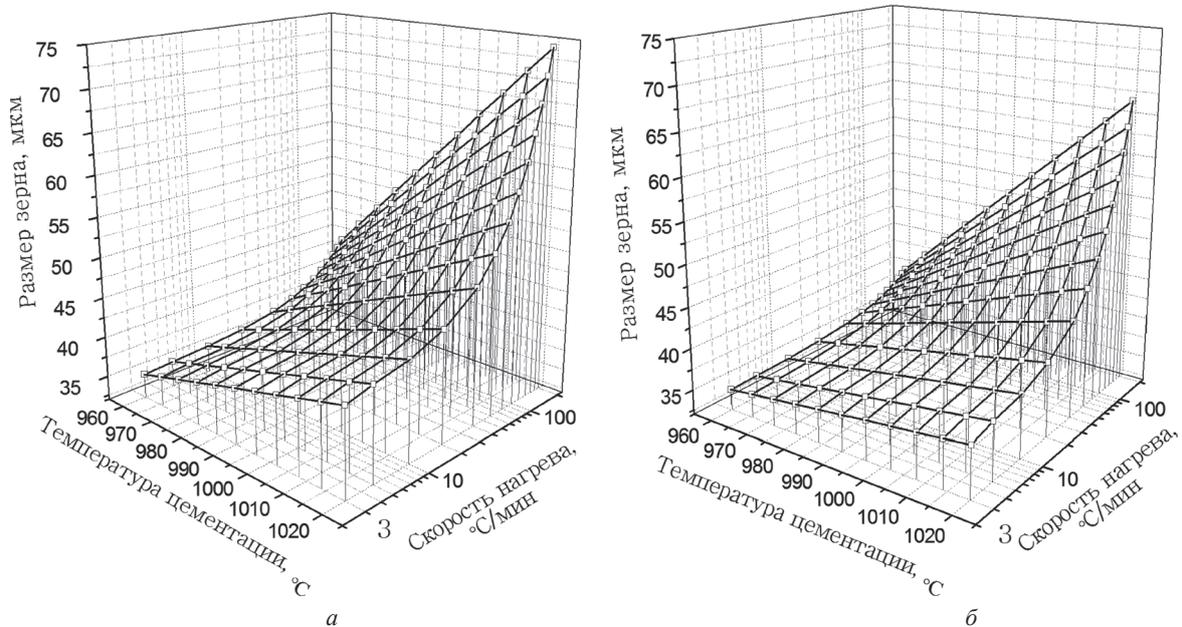


Рис. 5. Зависимость размера аустенитного зерна от температуры цементации и скорости нагрева для сталей 15XГН2ТА (*a*) и 25XГТ (*б*)

последующей высокотемпературной выдержке. Вывод об ускоренной кинетике роста аустенитного зерна в сталях при их нагреве с высокими скоростями полностью согласуется с результатами, полученными ранее в работе [5] при исследовании кинетики роста аустенитного зерна в стали 18ХНВА. Результаты факторного эксперимента, проведенного по стандартному методу, приведены на рис. 5. Из рисунка вид-

но, что с увеличением скорости нагрева сталей 15ХГН2ТА и 25ХГТ резко увеличивается размер аустенитного зерна, формирующегося в результате длительной изотермической выдержки при температуре цементации. В табл. 4 приведены уравнения регрессии, описывающие укрупнение аустенитного зерна при высокотемпературном нагреве типичных легированных конструкционных сталей 15ХГН2ТА и 25ХГТ.

Таблица 4. Уравнения регрессии, описывающие зависимость размера аустенитного зерна в сталях 15ХГН2ТА и 25ХГТ от температуры и скорости их нагрева

Сталь	Уравнение регрессии
15ХГН2ТА	$Y = 0,04875 + 0,00225X_1 + 0,01X_2 + 0,0095X_3 + 0,0005X_1X_2 + 0,00575X_2X_3 + 0,0005X_1X_3 + 0,002X_1X_2X_3$
25ХГТ	$Y = 0,0445 + 0,00225X_1 + 0,00825X_2 + 0,00775X_3 - 0,0005X_1X_2 + 0,006X_2X_3 + 0,0005X_1X_3 + 0,0025X_1X_2X_3$

Анализ уравнений показывает, что наибольшее влияние на размер аустенитного зерна в сталях при цементации на глубину 1,2–1,5 мм оказывают скорость нагрева сталей (фактор X_2) и температура изотермической выдержки (фактор X_3). Полученные уравнения регрессии можно использовать при выборе технологических режимов цементации сталей.

Механизм стабилизации зеренной структуры сталей при ступенчатом нагреве

Результаты проведенных исследований свидетельствуют о том, что скорость нагрева сталей в интервале фазового превращения является важным фактором, определяющим кинетику роста аустенитного зерна в процессе высокотемпературной выдержки при цементации. При этом увеличение скорости нагрева сталей в температурном интервале $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения сопровождается ускоренным ростом сформированных аустенитных зерен и образованием характерных разнотернистых структур (см. рис. 4, б, з). Механизм укрупнения зерен с образованием разнотернистых структур в литературе получил название коалесценции (слияния) зерен [9–13]. Реализация указанного механизма происходит путем распада дислокационной структуры границ, разделяющих смежные зерна [9], и приводит к их объединению (рис. 6). При этом дислокации из распадающейся границы посредством скольжения и кооперативного движения перемещаются в окружающие границы и происходит поворот кристаллической решетки смежных зерен и их слияние, сопровождающееся увеличением разориентации смежных зерен. Такой механизм укрупнения зеренной структуры наиболее характерен для малоугловых границ с углом разориентации между зернами, достигающим 15–20° [9, 10]. Здесь необходимо отметить, что рост аустенитного зерна в сталях обычно происходит по механизму миграции границ зерен и механизму их коалесценции [10]. Механизм миграции границ зерен, приводящий к их равномерному укрупнению, контролируется граничной диффузией и обычно реализуется при относительно высоких температурах аустенизации (≥ 1000 – 1050 °С для сталей) [10]. Коалесценция зерен, приводящая к разнотернистым структурам, обычно наблюдается при сравнительно низких температурах аустенизации [10] и в связи с этим является весьма опасным яв-

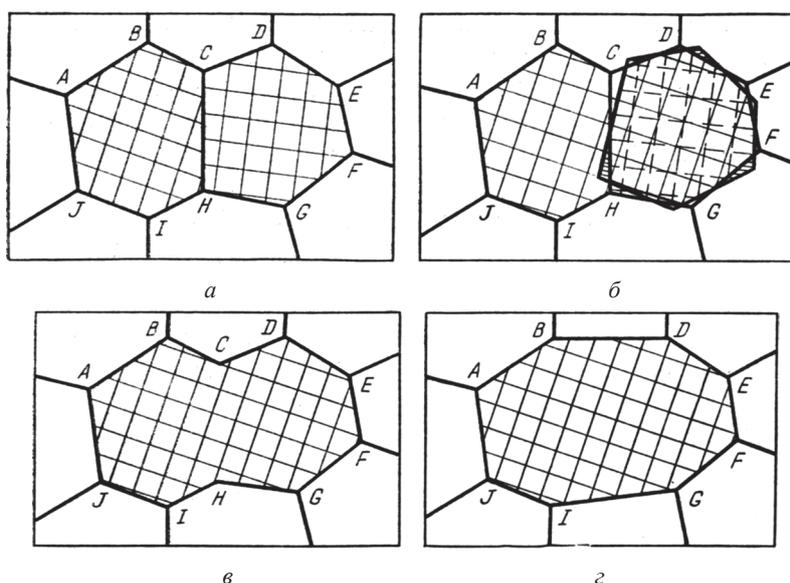


Рис. 6. Схема коалесценции зерен [9]: а – исходная структура; б – поворот зерна при распаде малоугловой границы; в – структура после коалесценции; з – структура после выпрямления границ вследствие миграции

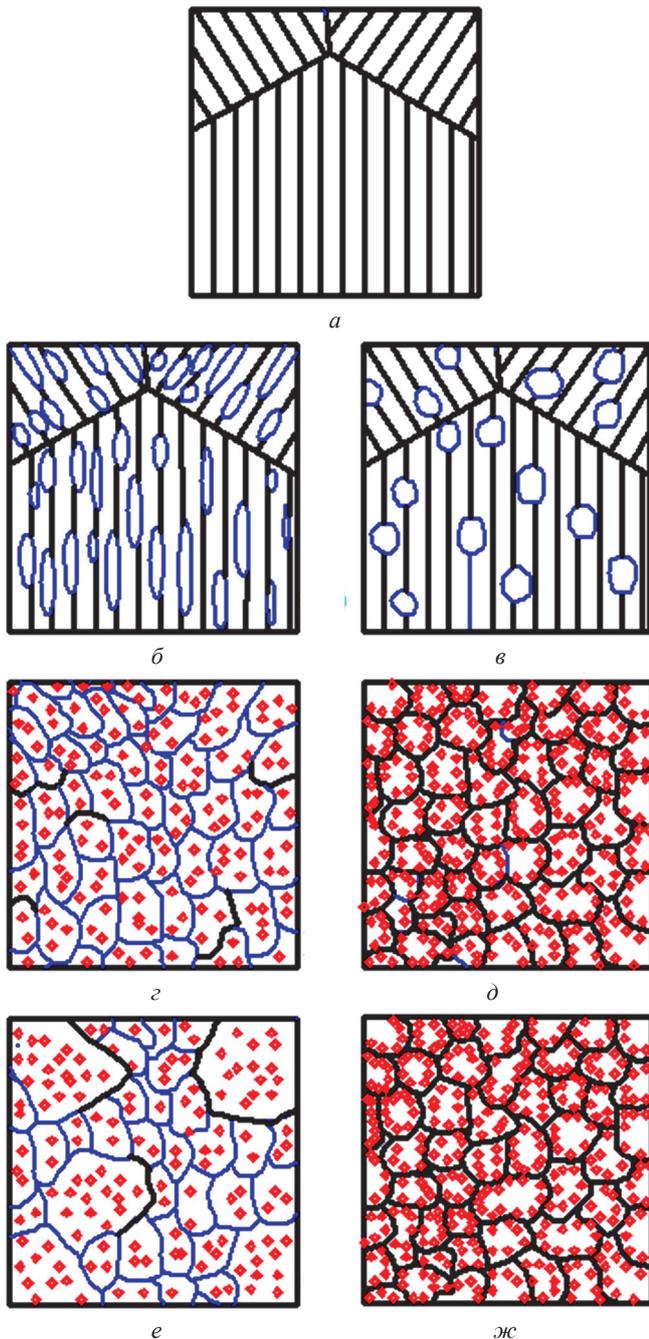


Рис. 7. Схема формирования зеренной структуры в сталях при нагреве с различными скоростями (*б, з, е* – ускоренный нагрев; *в, д, ж* – медленный нагрев): *а* – исходное состояние стали (перлит); *б, в* – стадии формирования зародышей аустенитных зерен; *з, д* – стадии завершения фазовой $\alpha \rightarrow \gamma$ -перекристаллизации; *е, ж* – стадия высокотемпературной аустенизации (точки обозначают атомы примесей)

лением, приводящим к резкому снижению механических и пластических свойств материалов и, в частности, цементуемых сталей. Известно [9, 10, 12, 13], что вероятность реализации механизма коалесценции зерен существенно возрастает с уменьшением угла разориентации между смежными зернами. Поскольку результаты настоящей работы свидетельствуют о том, что ускоренный нагрев сталей в интервале $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения (≥ 100 °C/мин) сопровождается быстро развивающимися процессами коалесценции зерен, то этот факт говорит о преимущественно малоугловой разориентации сформированных при таких условиях нагрева аустенитных зерен. В связи с этим можно полагать, что в процессе ускоренного нагрева сталей в интервале температур $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения на межфазовых границах между ферритом и цементитом происходит образование большого количества зародышей γ -фазы, ориентированных по ферритным пластинам перлитных колоний (рис. 7, *б*). При этом увеличение скорости нагрева стали сопровождается резким возрастанием количества формирующихся зародышей γ -фазы, что способствует образованию ориентационно связанных с исходной α -фазой (пластинами феррита в перлитных колониях) комплексов мелких аустенитных зерен, разделенных малоугловыми границами (рис. 7, *б, з*).

В пользу указанного вывода свидетельствуют результаты исследования механизма $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения [14, 15], свидетельствующие о протекании полиморфного $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения по сдвиговому механизму с образованием зерен аустенита, ориентационно связанных с исходной α -фазой. При этом зерна аустенита наследуют как ориентацию исходной α -фазы, так и ее дислокационную субструктуру [15]. Таким образом, можно полагать, что в условиях ускоренного нагрева возрастает вероятность бездиффузионного сдвигового зарождения зерен малоуглеродистого аустенита, ориентированного по ферритным пластинам, что приводит к образованию комплексов мелкокристаллических аустенитных зерен с малоугловой разориентацией в пределах исходных перлитных колоний (рис. 7, *б, з*). Необходимо отметить, что бездиффузионное зарождение зерен аустенита также препятствует адсорбции примесных атомов на границах зерен и, тем самым, увеличивает их подвижность [12, 16–19]. Таким образом, формирующаяся при ускоренном нагреве стали мелкозернистая структура характеризуется повышенной склонностью к коалесценции и является метастабильной. При последующем нагреве до более высоких температур такая метастабильная мелкозернистая структура с преимущественно дислокационными малоугловыми границами начинает быстро укрупняться по механизму коалесценции с образованием разнотернистых структур (см. рис. 4, *б, з*). При этом дислокации из распадающихся границ перемещаются в смежные границы, что приводит к объединению (слиянию) зерен и формированию высокоугловых границ [9, 13, 14]. После объединения нескольких смежных зерен в одно зерно по механизму коалесценции, сформированное

зерно наследует ориентацию исходной α -фазы, так и ее дислокационную субструктуру [15]. Таким образом, можно полагать, что в условиях ускоренного нагрева возрастает вероятность бездиффузионного сдвигового зарождения зерен малоуглеродистого аустенита, ориентированного по ферритным пластинам, что приводит к образованию комплексов мелкокристаллических аустенитных зерен с малоугловой разориентацией в пределах исходных перлитных колоний (рис. 7, *б, з*). Необходимо отметить, что бездиффузионное зарождение зерен аустенита также препятствует адсорбции примесных атомов на границах зерен и, тем самым, увеличивает их подвижность [12, 16–19]. Таким образом, формирующаяся при ускоренном нагреве стали мелкозернистая структура характеризуется повышенной склонностью к коалесценции и является метастабильной. При последующем нагреве до более высоких температур такая метастабильная мелкозернистая структура с преимущественно дислокационными малоугловыми границами начинает быстро укрупняться по механизму коалесценции с образованием разнотернистых структур (см. рис. 4, *б, з*). При этом дислокации из распадающихся границ перемещаются в смежные границы, что приводит к объединению (слиянию) зерен и формированию высокоугловых границ [9, 13, 14]. После объединения нескольких смежных зерен в одно зерно по механизму коалесценции, сформированное

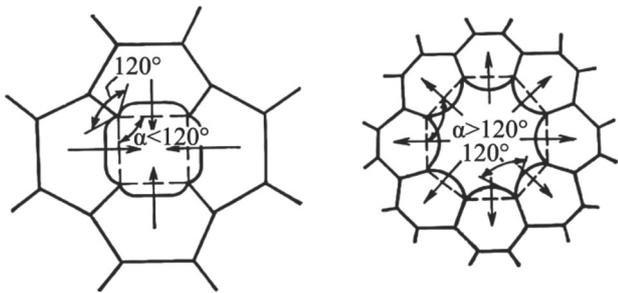


Рис. 8. Схема миграции границ зерен [11]: а – зерно с выпуклыми границами; б – зерно с вогнутыми границами

перемещением границы зерна в сторону выпуклых границ смежных зерен (рис. 8). При этом крупные зерна в процессе миграции растут за счет мелких зерен с выпуклыми гранями посредством перехода атомов от одного зерна к другому (направленной самодиффузии атомов перпендикулярно границе). В результате формируется разнотернистая/крупнотернистая структура, характерная для сталей, прошедших нагрев с относительно высокими скоростями (см. рис. 4, б, з).

В случае медленного нагрева сталей в интервале фазового $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения образование зародышей аустенита происходит по диффузионному механизму с формированием зерен преимущественно высокоугловой разориентации (см. рис. 7, в, д). При этом в процессе формирования аустенитных зерен продвигающаяся высокоугловая граница аустенитного зародыша «выметает» на своем пути дефекты кристаллической решетки и адсорбирует атомы примесей (см. рис. 7, в, д). В результате формируется аустенитная структура с устойчивыми к коалесценции высокоугловыми границами и адсорбированными на них примесными атомами (Ni, Al, Mn, Mo, S, P и т. п.). Указанная зеренная структура характеризуется повышенной стабильностью, поскольку высокая концентрация примесей на границе и их сегрегация в приграничных областях снижает диффузионную подвижность атомов на границе и препятствует ее миграции вследствие уменьшения «пористости» границ [13, 18] и упругого притяжения атомов примеси к границе [16, 17, 19]. Таким образом, медленный нагрев сталей в интервале фазового $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения способствует формированию комплекса аустенитных зерен, разделенных высокоугловыми границами с адсорбированными на них примесными атомами, что обеспечивает повышенную устойчивость зеренной структуры к коалесценции и снижает скорость миграции границ. Указанная зеренная структура обладает повышенной стабильностью в условиях длительных высокотемпературных выдержек.

Выводы

Исследовано влияние скорости нагрева типичных цементуемых сталей 15XГН2ГА и 25XГТ на рост аустенитного зерна при длительных изотермических выдержках в процессе высокотемпературной химико-термической обработки. Установлено, что скорость нагрева поверхностных слоев стальных заготовок при их размещении в нагретую до температуры цементации (1000 °С) печь достигает ≈ 100 °С/мин при температуре начала фазового $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения. Показано, что увеличение скорости нагрева сталей в температурном интервале $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения сопровождается ускоренным ростом сформированных аустенитных зерен и образованием характерных разнотернистых структур. Проведен факторный эксперимент для построения математической модели процесса роста аустенитного зерна в цементуемых сталях. Получены уравнения регрессии, описывающие зависимость среднего размера аустенитного зерна от скорости нагрева, температуры предварительного отжига и температуры цементации. Показано, что наибольшее влияние на размер аустенитного зерна в исследуемых сталях оказывают скорость нагрева сталей и температура их изотермической выдержки при цементации. Полученные уравнения регрессии можно использовать при выборе технологических режимов цементации сталей.

Предложена феноменологическая модель, описывающая механизм формирования и роста аустенитных зерен в сталях при нагреве с различными скоростями. Сделано заключение, что медленный нагрев сталей в интервале фазового $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения способствует формированию комплекса мелких аустенитных зерен, разделенных высокоугловыми границами с адсорбированными на них примесными атомами, что обеспечивает повышенную устойчивость зеренной структуры к коалесценции и снижает скорость миграции границ при длительной высокотемпературной аустенизации.

крупное зерно приобретает дополнительный стимул к укрупнению посредством миграции границ зерен [11]. Миграция границ обусловлена стремлением к уменьшению зернограницной энергии (поверхностной энергии границ) поликристаллического тела, т. е. к уменьшению суммарной площади межзеренных границ. При этом зерно, превышающее в размерах соседние зерна и имеющее значительно большее количество сторон (рис. 8), характеризуется вогнутыми границами и неуравновешенностью сил граничного натяжения [11, 14, 19]. В связи с этим рост такого зерна происходит более интенсивно и сопровождается

ЛИТЕРАТУРА

1. **Лахтин Ю. М.** Химико-термическая обработка металлов: учеб. пособие / Ю. М. Лахтин, Б. Н. Арзамасов. М.: Металлургия, 1985. 256 с.: ил.
2. **Ляхович Л. С.** Химико-термическая обработка металлов и сплавов: справ. М.: Металлургия, 1981. 424с.
3. **Зинченко В. М.** Инженерия поверхности зубчатых колес методами химико-термической обработки. М.: Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2001. 303 с.
4. **Валько А. Л.** Влияние высокотемпературной цементации на величину зерна конструкционных сталей / А. Л. Валько, С. П. Руденко, А. Н. Чичин // Актуальные вопросы машиноведения: сб. науч. тр. / Объедин. ин-т машиностроения НАН Беларуси. 2014. Вып. 3. С. 343–346.
5. **Кукареко В. А.** Закономерности роста аустенитного зерна в стали 18ХНВА // Металловедение и термическая обработка. 1981. № 9. С. 15–17;
6. **Кукареко В. А.** Влияние режима нагрева конструкционных сталей при высокотемпературной цементации на величину аустенитного зерна / В. А. Кукареко, А. Л. Валько, А. Н. Чичин // Актуальные вопросы машиноведения: сб. науч. тр. / Объедин. ин-т машиностроения НАН Беларуси. 2017. Вып. 6. С. 372–375.
7. **Кукареко В. А.** Влияние скорости нагрева цементируемых конструкционных сталей на рост аустенитного зерна при высокотемпературной выдержке / В. А. Кукареко, А. Л. Валько, А. Н. Чичин // Весці НАН Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. 2018. Т. 63, № 4. С. 399–406.
8. **Спиридонов А. А.** Планирование эксперимента при исследовании технологических процессов. М.: Машиностроение, 1981. 184 с.
9. **Li J. C. M.** Possibility of Subgrain Rotation during Recrystallization // J. Appl. Phys. 1962. Vol. 33. N 10. P. 2958–2965.
10. **Гуляев А. П.** Металловедение: Учеб. для вузов. М.: Металлургия, 1986. 647 с.
11. **Горелик С. С.** Рекристаллизация металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1978. 568 с.
12. **Грабский М. В.** Структура границ зерен в металлах / Пер. с польского. М.: Металлургия, 1972. 160 с.
13. **Hu H.** in book Recovery and Recrystallization of Metals, Himmel L., ed. Intersci. Publ. New York, 1963. P. 311.
14. **Новиков И. И.** Теория термической обработки металлов. М.: Металлургия, 1986. 480 с.
15. **Бернштейн М. Л., Займовский В. А., Капуткина Л. М.** Термомеханическая обработка стали. М.: Металлургия. 1983, 480 с.
16. **Lucke K. Stuwe H. P.** in book Recovery and Recrystallization of Metals, Himmel L., ed. Intersci. Publ. New York, 1963. P. 311.
17. **Физическое** материаловедение / Под ред. Р. У. Кана, П. Хаазена. 3-е изд. В 3-х т. Т. 1. Атомное строение металлов и сплавов: Пер. с англ. М.: Металлургия, 1986. 640 с.
18. **Li J. C. M.** High-Angle Tilt Boundary – A Dislocation Core Model // J. Appl. Phys. 1961. Vol. 32. N 3. P. 525–534.
19. **Глейтер Г., Чалмерс Б.** Большеугловые границы зерен. М.: Мир, 1975, 375 с.

REFERENCES

1. **Lahtin Ju. M., Arzamasov B. N.** *Himiko-termicheskaja obrabotka metallov* [Chemical-thermal treatment of metals]. Moscow, Metallurgija Publ., 1985, 256 p.
2. **Ljahovich L. S., Borisenok G. V., Vasil'ev L. A., Voroshnin L. G.** *Himiko-termicheskaja obrabotka metallov i splavov* [Chemical-thermal treatment of metals and alloys]. Moscow, Metallurgija Publ., 1981, 424 p.
3. **Zinchenko V. M.** *Inzhenerija poverhnosti zubchatyh koles metodami himiko-termicheskoy obrabotki* [Gear surface engineering using chemical heat treatment methods]. Moscow, Izdatel'stvo MGTU im. N. Je. Baumana Publ., 2001, 303 p.
4. **Val'ko A. L., Rudenko S. P., Chichin A. N.** Vlijanie vysokotemperaturnoj cementacii na velichinu zerna konstrukcionnyh stalej [The effect of high-temperature cementation on the grain size of structural steels]. *Aktual'nye voprosy mashinovedenija = Actual issues of engineering*, 2014, Vyp. 3, pp. 343–346.
5. **Kukareko V. A.** Zakonomernosti rosta austenitnogo zerna v stali 18HNVA [Patterns of growth of austenitic grain in steel 18HNVA]. *Metallovedenie i termicheskaja obrabotka = Metal Science and Heat Treatment*, 1981, no. 9, pp. 15–17.
6. **Kukareko V. A. Val'ko A. L., Chichin A. N.** Vlijanie rezhima nagreva konstrukcionnyh stalej pri vysokotemperaturnoj cementacii na velichinu austenitnogo zerna [The influence of the heating mode of structural steels during high-temperature cementation on the value of austenitic grain]. *Aktual'nye voprosy mashinovedenija = Actual issues of engineering*, 2017, Vyp. 6, pp. 372–375.
7. **Kukareko V. A. Val'ko A. L., Chichin A. N.** Vlijanie skorosti nagreva cementiruemyh konstrukcionnyh stalej na rost austenitnogo zerna pri vysokotemperaturnoj vyderzhke [The influence of the heating rate of cemented structural steels on the growth of austenitic grain at high temperature exposure]. *Vesci Nacyjanal'naj akademii navuk Belarusi. Seryja fizika-tjechnichnyh navuk = Proceedings of the National academy of sciences of Belarus, Physical-Technical series*, 2018, Vol. 63, no. 4, pp. 399–406.
8. **Spiridonov A. A.** *Planirovanie jeksperimenta pri issledovanii tehnologicheskikh processov* [Planning an experiment in the study of technological processes]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1981, 184 p.
9. **Li J. C. M.** Possibility of Subgrain Rotation during Recrystallization. *J. Appl. Phys.*, 1962, vol. 33, no. 10, pp. 2958–2965.
10. **Guljaev A. P.** *Metallovedenie* [Metallurgy]. Moscow, Metallurgija Publ., 1986, 647 p.
11. **Gorelik S. S.** *Rekrystallizacija metallov i splavov* [Recrystallization of metals and alloys]. Moscow, Metallurgija Publ., 1978, 568 p.
12. **Grabskij M. V.** *Struktura granic zeren v metallah* [The structure of grain boundaries in metals]. Moscow, Metallurgija Publ., 1972, 160 p.
13. **Hu H.** In book Recovery and Recrystallization of Metals, Himmel L., ed. Intersci. Publ., New York, 1963, 311 p.
14. **Novikov I. I.** *Teorija termicheskoy obrabotki metallov* [Theory of heat treatment of metals]. Moscow, Metallurgija Publ., 1986, 480 p.
15. **Bernshtejn M. L., Zajmovskij V. A., Kaputkina L. M.** *Termomechanicheskaja obrabotka stali* [Thermomechanical processing of steel]. Moscow, Metallurgija Publ., 1983, 480 p.

16. Lucke K., Stuwe H. P. In book Recovery and Recrystallization of Metals, Himmel L., ed. Intersci. Publ., New York, 1963, 311 p.
17. Kan R. U., Haazen P. *Fizicheskoe materialovedenie* [Physical Materials Science]. Moscow, Metallurgija Publ., 1986, 640 p.
18. Li J. C. M. High-Angle Tilt Boundary – A Dislocation Core Model. *J. Appl. Phys.* 1961, Vyp. 32, no. 3, pp. 525–534.
19. Glejter G., Chalmers B. *Bol'sheuglovyje granicy zeren* [Big angle grain boundaries]. Moscow, Mir Publ., 1975, 375 p.