



# МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ В МАШИНОСТРОЕНИИ

УДК 621.785.52

**В.А. КУКАРЕКО**, д-р физ.-мат. наук, проф.

начальник центра структурных исследований и трибо-механических испытаний материалов и изделий машиностроения коллективного пользования<sup>1</sup>

E-mail: v\_kukareko@mail.ru

**В.М. ГАЦУРО**

заместитель технического директора по подготовке металлургического производства — главный металлург<sup>2</sup>

**А.Н. ГРИГОРЧИК**, канд. техн. наук

старший научный сотрудник<sup>1</sup>

**А.Н. ЧИЧИН**

инженер-технолог 1-й категории<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, г. Минск, Республика Беларусь

<sup>2</sup>ОАО «Минский тракторный завод», г. Минск, Республика Беларусь

Поступила в редакцию 08.07.2019.

## МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ И МЕХАНИЗМ УКРУПНЕНИЯ АУСТЕНИТНОГО ЗЕРНА ПРИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОМ НАГРЕВЕ ЛЕГИРОВАННЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ

*Исследовано влияние скорости нагрева типичных цементируемых сталей 15ХГН2ТА и 25ХГТ на рост аустенитного зерна при длительных изотермических выдержках в процессе высокотемпературной химико-термической обработки. Показано, что изменение скорости нагрева цементируемых 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 15ХГН2ТА и 25ХГТ, размер аустенитного зерна, скорость нагрева

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 цементируемых сталей при температуре насыщения 950 °С, необходимое для достижения толщины цементированного слоя 1,5 мм, составляет 11–12 ч. (рисунок 1). В связи с этим за рубежом, в странах СНГ и в 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 °С до 1000 и 1050 °С приводит к уменьшению времени насыщения до глубины слоя 1,2–1,3 мм в  $\approx 1,6$  и  $\approx 2,3$  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 цементируемых 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  $\geq 950$  °С. В частности, огрубление структуры цементируемых 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 цементируемых сталей, сохраняющих дисперсную структуру после длительных изотермических выдержек при температурах 1000–1050 °С, либо путем совершенствования технологических режимов обработки стандартных цементируемых 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 оказывает 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 цементируемых сталей в темпе-

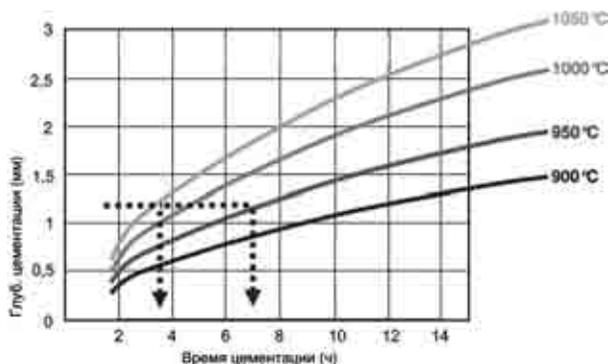


Рисунок 1 — Зависимость глубины цементированного слоя низкоуглеродистых сталей от температуры и времени цементации  
Figure 1 — Dependence of depth of cemented layer of low-carbon steels on temperature and time of cementation

ратурном 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]. Указанные 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 проводилось на образцах промышленных легированных конструкционных сталей 25ХГТ и 15ХГН2ТА (ГОСТ 4543-71). Химические составы сталей приведены в таблице 1.

Таблица 1 — Химический состав исследуемых сталей (масс. %)  
Table 1 — Chemical composition of studied steels (wt.%)

Сталь	C	Cr	Ni	Mn	Si	Cu	Ti	Mo	P	S	Fe
25ХГТ	0,26	1,14	0,026	0,97	0,34	0,03	0,053	0,006	0,009	0,004	основа
15ХГН2ТА	0,17	0,89	1,45	0,86	0,34	0,22	0,049	0,072	0,006	0,012	основа

Таблица 2 — Уровни факторов и интервалы их варьирования  
Table 2 — Levels of factors and their variation intervals

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

Для построения математической модели процесса роста аустенитного зерна в цементируемых сталях использовался метод полного факторного эксперимента [8]. В качестве параметра оптимизации ( $Y$ ) выбирался 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 ( $X_3$ ). Строилась линейная полиномиальная модель функции отклика в виде полинома первой степени:

$$Y = b_0 + \sum_{1 \leq i \leq k} b_i x_i + \sum_{1 \leq i < j \leq k} b_{ij} x_i x_j,$$

где  $Y$  — параметр оптимизации;  $k$  — число факторов;  $i, j$  — номера факторов;  $x_i, x_j$  — варьируемые факторы;  $b_0, b_i, b_{ij}$  — коэффициенты регрессии, описывающие влияние факторов на параметр оптимизации.

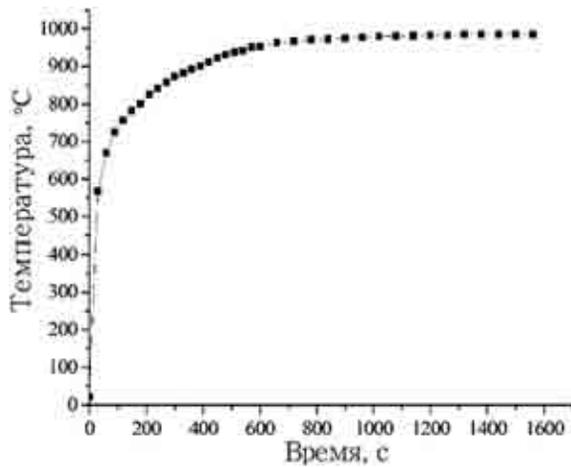
Интервалы варьирования факторов и их значения на основном уровне приведены в таблице 2. Матрица полного факторного эксперимента [8] представлена в таблице 3. Расчет коэффициентов полиномиальной модели проводился по приведенным в [8] формулам.

Время высокотемпературной обработки выбиралось из условия достижения в сталях глубины цементированного слоя 1,2–1,5 мм. Для выбора интервала варьирования скорости нагрева сталей в температурном диапазоне фазового  $\alpha \rightarrow \gamma$  превращения проводился дополнительный эксперимент по определению реальной скорости нагрева поверхностных слоев заготовок сталей при их размещении в нагретой до температуры 1000 °С печи (обычная технология нагрева цементируемых сталей). Для измерения скорости нагрева поверхностных слоев стальной заготовки массой 1,5 кг использовалась хромель-алюмелевая термопара, вставленная в высверленную на поверхности заготовки лунку

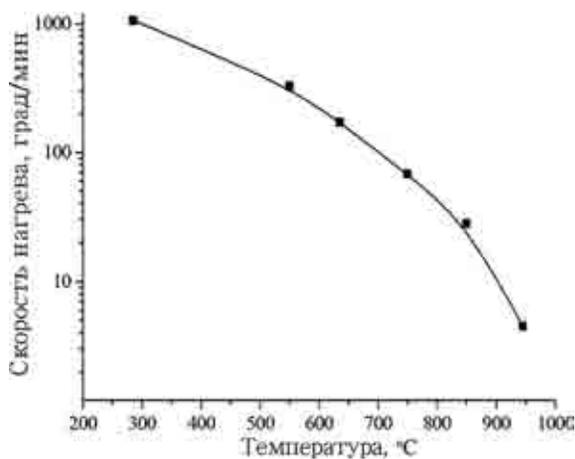
Таблица 3 — Матрица полного факторного эксперимента  
Table 3 — Matrix of complete factorial experiment

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	+	—	—	—	+	+	+	—	$y_8$

глубиной 1,0 мм. Заготовка с термопарой размещалась в нагретой до 1000 °С печи и далее определялась температура и скорость нагрева поверхностного слоя заготовки. На рисунке 2 приведена зависимость температуры поверхностного слоя заготовки



a



b

Рисунок 2 — Зависимость температуры поверхности стальной заготовки от времени нагрева (a) и скорости нагрева (b) поверхности заготовки в различных температурных диапазонах

Figure 2 — Dependence of surface temperature of steel workpiece on heating time (a) and surface heating rate of workpiece in different temperature ranges

цементируемой стали от времени выдержки в печи, нагретой до температуры 1000 °С (см. рисунок 2 a), а также значения скорости нагрева поверхностного слоя заготовки в различных температурных интервалах (см. рисунок 2 b). Можно видеть, что в интервале температур фазового  $\alpha \rightarrow \gamma$  превращения скорость нагрева поверхностного слоя стальной заготовки составляет 30–90 град/мин и при температуре начала аустенитного превращения достигает  $\approx 100$  град/мин. Нижний интервал скорости нагрева, равный 3 град/мин, выбирался на основании данных, полученных в работах [5–7]. Верхний и нижний уровни значений температуры цементации выбиралась равными 1020 °С и 960 °С. Интервал варьирования температуры составлял 30 °С (см. таблицу 2). Диапазон исследуемых температур предварительного отжига перед высокотемпературной обработкой составлял 620–680 °С (см. таблицу 2). Указанный диапазон соответствует температурам отжига, используемым на производстве ОАО «Минский тракторный завод».

Образцы для исследований ( $\varnothing 25$  мм, толщина 10 мм) вырезались 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 часов, охлаждение в накопительном контейнере на воздухе до температуры 20 °С, высокий отпуск при температуре 630–650 °С в течение 4 часов, охлаждение на воздухе до температуры 20 °С. Микроструктура поковок — ферритно-перлитная, содержание бейнита и мартенсита не превышало 10 %, строчечность (полосчатость) отсутствовала (рисунок 3). Твердость поковок 179–228 НВ. Кроме этого, часть образцов подвергалась отжигу при 620 и 680 °С в течение 4 часов.

Окончательная обработка сталей проводилась по следующим режимам:

- режим 1 — ступенчатый нагрев, включающий ускоренный нагрев до температуры 680 °С, регламентированный медленный нагрев со скоростью  $\approx 3$  град/мин в интервале температур 680–800 °С, ускоренный нагрев от 800 °С до температуры це-

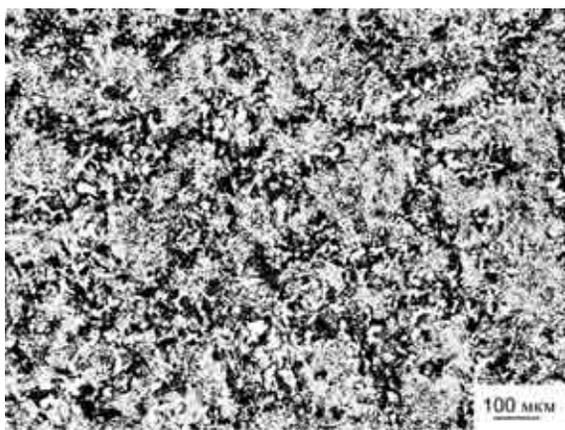


Рисунок 3 — Микроструктура стали 15ХГН2ТА после предварительной термической обработки по заводскому режиму (нормализация и высокий отпуск)  
 Figure 3 — Microstructure of steel 15KhGN2TA after preliminary heat treatment in factory mode (normalization and high tempering)

ментации 1020 °С с последующей изотермической выдержкой в течение 90 минут на стадии насыщения углеродом (цементации). После цементации проводилось подстуживание образцов до 850 °С в течение 85 минут и закалка в среде инертного газа (гелия). На завершающей стадии цикла химико-термической обработки проводился низкий отпуск при 170 °С в течение 90 минут (обработка проводилась 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  $\approx 100$  град/мин, изотермическая выдержка в течение 90 минут, последующее охлаждение до 850 °С и закалка в масле (обработка проводилась 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  $\approx 200$  град/мин, изотермическая выдержка в течение 90 минут, последующее охлаждение до 850 °С и закалка в масле (обработка проводилась 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  $\approx 100$  град/мин, изотермическая выдержка в течение 120 минут, последующее охлаждение до 850 °С и закалка в масле (обработка проводилась в печи СНОЛ 0,2,0,30,2/1300).

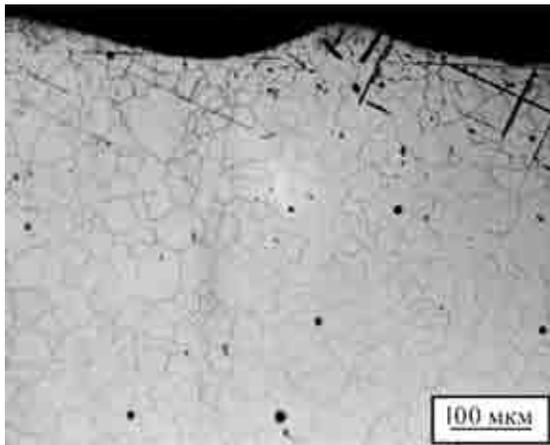
Металлографическое исследование проводилось на микроскопе Альтами МЕТ1МТ при увеличении  $\times 100$  и  $\times 200$ . Размер аустенитного зерна определяли в соответствии с ГОСТ 5639-82 (пункт 3.6) с использованием метода хорд. Для выявления границ зерен использовался метод химического травления в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

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

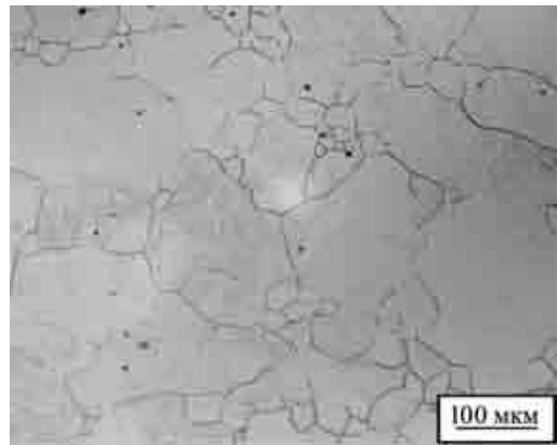
**Результаты эксперимента и их обсуждение.** На рисунке 4 приведены характерные микроструктуры сталей, подвергнутых высокотемпературной обработке в течение 90 минут при 1020 °С, после нагрева по различным режимам, обеспечивающим разные скорости нагрева в интервале фазового  $\alpha \rightarrow \gamma$  превращения. Можно видеть, 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 град/мин) в сталях сохраняется мелкокристаллическая структура со средним размером зерна 35–45 мкм (см. рисунок 4 а, с). В то же время при нагреве сталей со скоростью 100–200 град/мин (режим 2, 3) во всех исследованных сталях регистрируется разнородная и крупнозернистая структура (см. рисунок 4 б, д). 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 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 рисунке 5. Можно видеть, что с увеличением скорости нагрева сталей 15ХГН2ТА и 25ХГТ резко увеличивается размер аустенитного зерна, формирующегося в результате длительной изотермической выдержки при температуре цементации. В таблице 4 приведены уравнения регрессии, описывающие укрупнение аустенитного зерна при высокотемпературном нагреве типичных легированных конструкционных сталей 15ХГН2ТА и 25ХГТ.

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

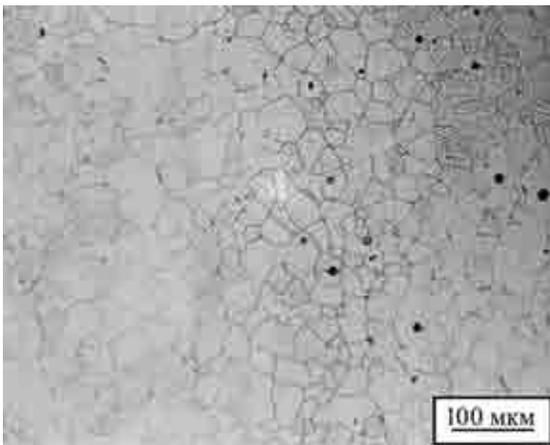
**Механизм стабилизации зеренной структуры сталей при ступенчатом нагреве.** Результаты проведенных исследований свидетельствуют о том, что скорость нагрева сталей в интервале фазового превращения является важным фактором, определяющим кинетику роста аустенитного зерна



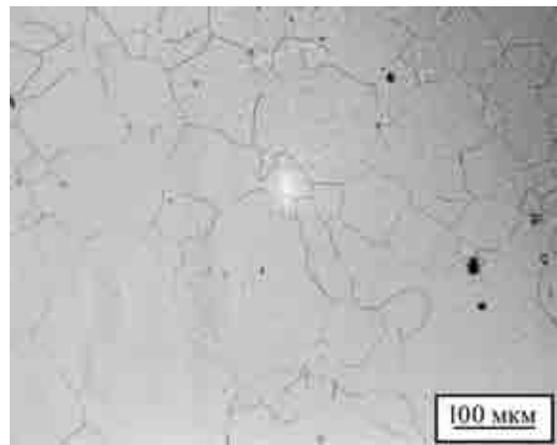
a



b



c

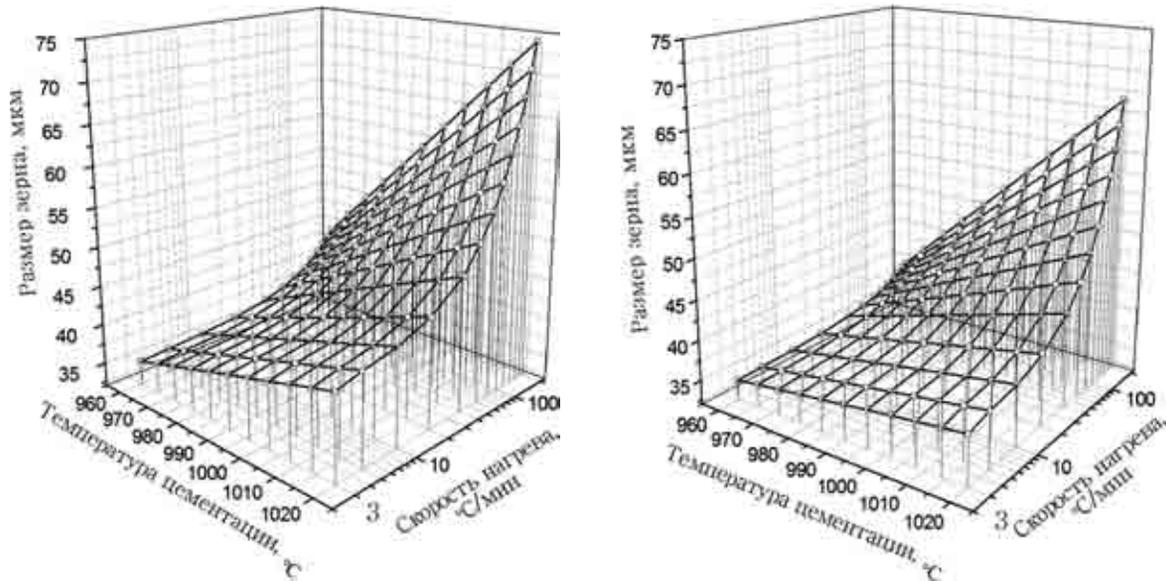


d

Рисунок 4 — Микроструктуры сталей 25ХГТ (a, b), 15ХГН2ТА (c, d) после обработки по режиму 1 со ступенчатым нагревом (a, c) и обработки по режиму 2 (b, d); предварительная обработка сталей проводилась по заводскому режиму  
 Figure 4 — Microstructure of steels 25KhGT (a, b), 15KhGN2TA (c, d) after treatment on the mode 1 with stepped heating (a, c) and treatment on the mode 2 (b, d); pre-treatment of steels was carried out in factory mode

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. рисунок 4 b, d). 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 (рисунок б). При этом дислокации из распадающейся границы посредством скользящего 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 аустенит-

ного 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 ( $\geq 1000$ – $1050$  °C 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 явлением, приводящим к резкому снижению механических и пластических свойств материалов и, в частности, цементированных 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 ( $\geq 100$  град/мин) сопровождается быстро развивающимися процессами коалесценции зерен, то этот факт свиде-



a

b

Рисунок 5 — Зависимость размера аустенитного зерна от температуры цементации и скорости нагрева для сталей 15ХГН2ТА (а) и 25ХГТ (б)

Figure 5 — Dependence of size of austenitic grain on temperature of cementation and heating rate for steels 15KhGN2TA (a) and 25KhGT (b)

Таблица 4 — Уравнения регрессии, описывающие зависимость размера аустенитного зерна в сталях 15ХГН2ТА и 25ХГТ от температуры и скорости их нагрева  
Table 4 — Regression equations describing dependence of austenitic grain size in steels 15KhGN2TA and 25KhGT on temperature and rate of their heating

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	$Y = 0,0445 + 0,00225X_1 + 0,00825X_2 + 0,00775X_3 - 0,0005X_1X_2 + 0,006X_2X_3 - 0,0005X_1X_3 + 0,0025X_1X_2X_3$

тельствует 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  $\gamma$ -фазы, ориентированных по ферритным пластинам перлитных колоний (рисунок 7 б). При этом увеличение скорости нагрева стали сопровождается резким возрастанием количества формирующихся зародышей  $\gamma$ -фазы, что способствует образованию ориентационно связанных с исходной  $\alpha$ -фазой (пластинами феррита в перлитных колониях) комплексов мелких аустенитных зерен, разделенных малоугловыми границами (см. рисунок 7 б, d). 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 образова-

нием зерен аустенита, ориентационно связанных с исходной  $\alpha$ -фазой. При этом зерна аустенита наследуют как ориентацию исходной  $\alpha$ -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 ма-

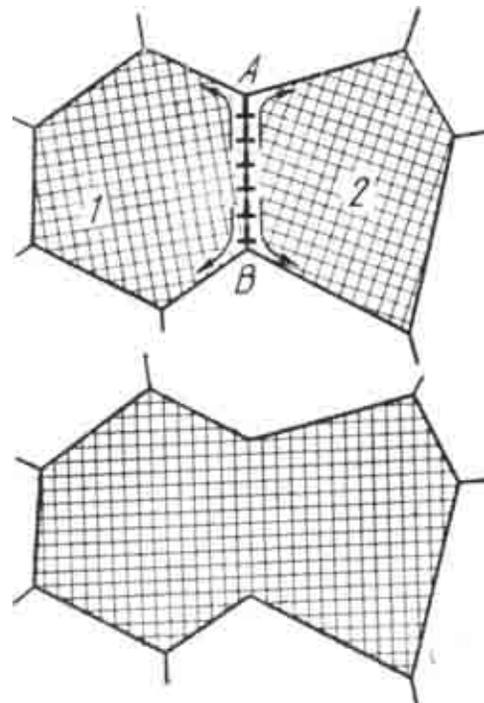
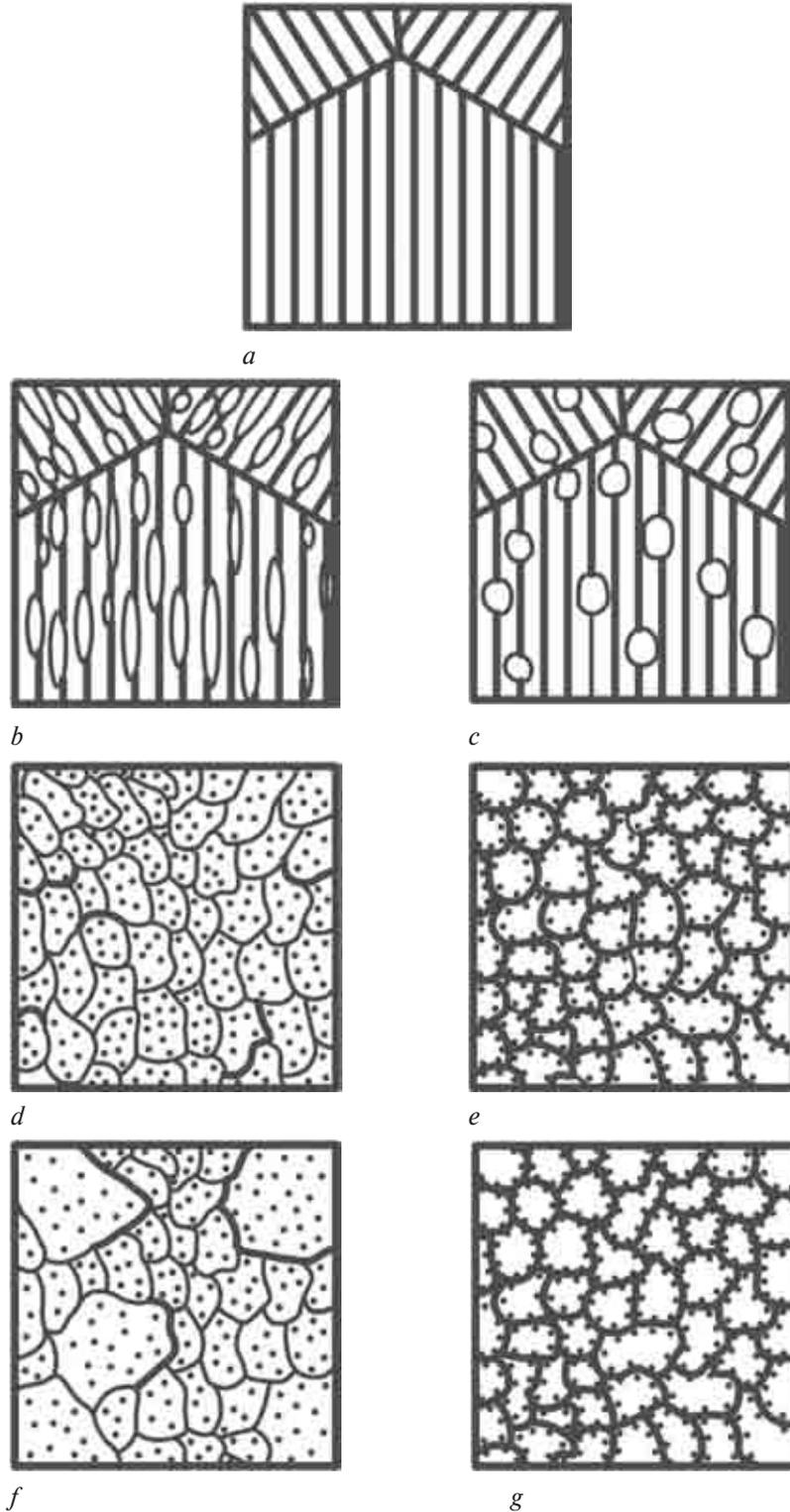


Рисунок 6 — Схема коалесценции зерен [9]  
Figure 6 — Scheme of coalescence of grains [9]

лоугловой разориентацией в пределах исходных перлитных колоний (см. рисунок 7 *b, d*). 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



**Рисунок 7** — Схема формирования зеренной структуры в сталях при нагреве с различными скоростями (*b, d, f* — ускоренный нагрев; *c, e, g* — медленный нагрев): *a* — исходное состояние стали (перлит); *b, c* — стадия формирования зародышей аустенитных зерен; *d, e* — стадия завершения фазовой  $\alpha \rightarrow \gamma$  перекристаллизации; *f, g* — стадия высокотемпературной аустенизации (точки на рисунках обозначают атомы примесей, толстые линии — границы с высокоугловой разориентацией)  
**Figure 7** — Scheme of grain structure formation in steels under heating at different rates (*b, d, f* — accelerated heating; *c, e, g* — slow heating): *a* — initial state of steel (perlite); *b, c* — stage of formation of austenitic grains nuclei; *d, e* — stage of completion of phase  $\alpha \rightarrow \gamma$  recrystallization; *f, g* — stage of high-temperature austenitization (points in figures indicate impurity atoms, thick lines — boundaries with high-angle disorientation)

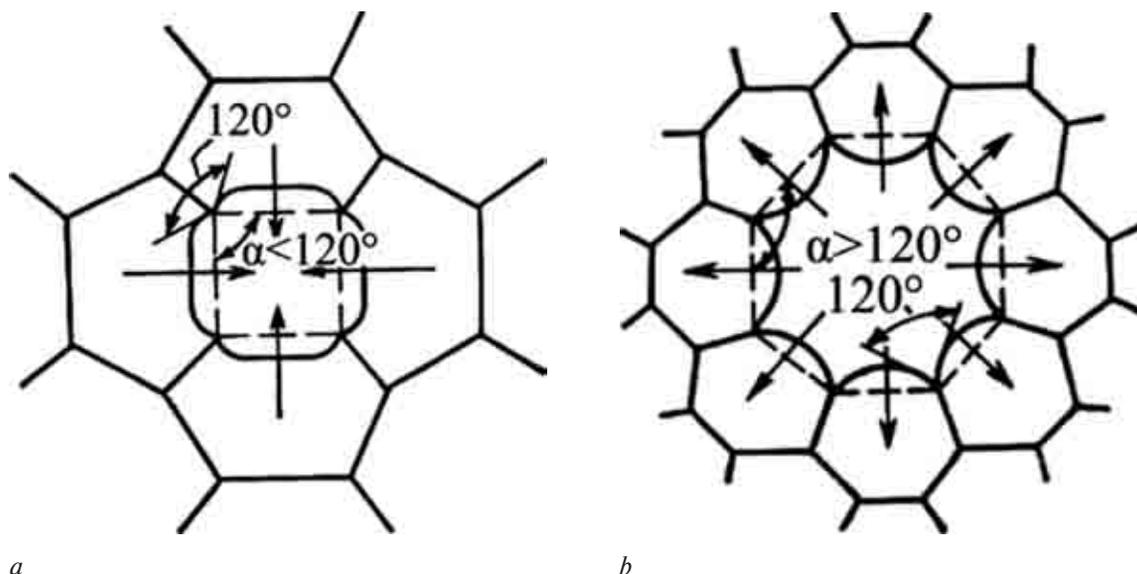


Рисунок 8 — Схема миграции границ зерен [11]: *a* — зерно с выпуклыми границами; *b* — зерно с вогнутыми границами  
 Figure 8 — Scheme grain boundary migration [11]: *a* — grain with convex boundaries; *b* — grain with concave boundaries

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 разнородных структур (см. рисунок 4 *b, d*). 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 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 (см. рисунок 8), характеризуется вогнутыми границами и неравномерностью сил граничного натяжения [11, 14, 19]. В связи с этим рост такого зерна происходит более интенсивно и сопровождается перемещением границы зерна в сторону выпуклых границ смежных зерен (см. рисунок 8). При этом крупные зерна в процессе миграции растут за счет мелких зерен с выпуклыми границами посредством перемещения атомов от одного зерна к другому (направленной самодиффузии атомов перпендикулярно границе). В результате формируется разнородная/крупнозернистая структура, характерная для сталей, прошедших нагрев с относительно высокими скоростями (см. рисунок 4 *b, d*).

В случае медленного нагрева сталей в интервале фазового  $\alpha \rightarrow \gamma$  превращения (<10 град/мин)

образование зародышей аустенита происходит по диффузионному механизму с формированием зерен преимущественно высокоугловой разориентации (см. рисунок 7 *c, e*). При этом в процессе формирования аустенитных зерен продвигающаяся высокоугловая граница аустенитного зародыша «выметает» на своем пути дефекты кристаллической решетки и адсорбирует атомы примесей (см. рисунок 7 *c, e*). 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.

**Заключение.** Исследовано влияние скорости нагрева типичных цементуемых сталей 15ХГН2ТА и 25ХГТ 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  $\approx 100$  град/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 разнотипных структур. Проведен факторный эксперимент для построения математической модели процесса роста аустенитного зерна в цементируемых 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 оказывает 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.

#### Список литературы

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. / под ред. Л.С. Ляховича [и др.] — М.: Металлургия, 1981. — 424 с.
3. Зинченко, В.М. Инженерия поверхности зубчатых колес методами химико-термической обработки / В.М. Зинченко. — 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; редкол.: С.Н. Поддубко [и др.]. — 2014. — Вып. 3. — С. 343–346.
5. Кукареко, В.А. Закономерности роста аустенитного зерна в стали 18ХНВА / В.А. Кукареко // 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; редкол.: С.Н. Поддубко [и др.]. — 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 // Вес. НАН Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. — 2018. — Т. 63, № 4. — С. 399–406.
8. Спиридонов, А.А. Планирование эксперимента при исследовании технологических процессов / А.А. Спиридонов. — М.: Машиностроение, 1981. — 184 с.
9. Li, J.C.M. Possibility of Subgrain Rotation during Recrystallization / J.C.M. Li // J. Appl. Phys. — 1962. — Vol. 33, No 10. — Pp. 2958–2965.
10. Гуляев, А.П. Металловедение: учеб. для вузов / А.П. Гуляев. — М.: Металлургия, 1986. — 647 с.
11. Горелик, С.С. Рекристаллизация металлов и сплавов / С.С. Горелик. — М.: Металлургия, 1978. — 568 с.
12. Грабский, М.В. Структура границ зерен в металлах / М.В. Грабский; пер. с польского. — М.: Металлургия, 1972. — 160 с.
13. Ху, Х. Отжиг монокристаллов кремния и железа / Х. Ху; пер. с англ. // Восстановление и рекристаллизация металлов: сб. — М.: Металлургия. — 1966. — С. 273.
14. Новиков, И.И. Теория термической обработки металлов / И.И. Новиков. — М.: Металлургия. — 1986. — 480 с.
15. Бернштейн, М.Л. Термомеханическая обработка стали / М.Л. Бернштейн [и др.]. — М.: Металлургия, 1983. 480 с.
16. Люке, К. К теории зернограничного движения / К. Люке, Х.П. Штюве; пер. с англ. // Восстановление и рекристаллизация металлов: сб. — М.: Металлургия. — 1966. — С. 157.
17. Физическое материаловедение: в 3 т. / под ред. Р.У. Кана, П. Хаазена; пер. с англ. — Т. 1. Атомное строение металлов и сплавов. — 3-е изд. — М.: Металлургия, 1986. — 640 с.
18. Li, J.C.M. High-Angle Tilt Boundary — A Dislocation Core Model / J.C.M. Li // J. Appl. Phys. — 1961. — Vol. 32, No. 3. — Pp. 525–534.
19. Глейтер, Г. Большеголовые границы зерен / Г. Глейтер, Б. Чалмерс; пер. с англ. — М.: Мир, 1975. — 375 с.

**KUKAREKO Vladimir A., D. Sc. in Phys. and Math., Prof.**

Head of the Center of Structural Research and Tribo-Mechanical Testing of Materials and Mechanical Engineering

Products of Collective Use<sup>1</sup>

E-mail: v\_kukareko@mail.ru

**GACURO Vladimir M.**

Deputy Technical Director for Preparation of Metallurgical Production — Chief Metallurgist<sup>2</sup>

**GRIGORCHIK Aleksandr N., Ph. D. in Eng.**

Senior Researcher<sup>1</sup>

**CHICHIN Aleksey N.**

First Category Process Engineer<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Joint Institute of Mechanical Engineering of the NAS of Belarus, Minsk, Republic of Belarus

<sup>2</sup>OJSC “Minsk Tractor Works”, Minsk, Republic of Belarus

## MATHEMATICAL MODELING AND MECHANISM OF COARSENING OF AUSTENITIC GRAIN AT HIGH-TEMPERATURE HEATING OF ALLOYED STRUCTURAL STEELS

The influence of the heating rate of typical cemented steels 15KhGN2TA and 25KhGT on the growth of austenitic grain at long isothermal exposures in the process of high-temperature chemical-thermal treatment is studied. It is shown that the change in the heating rate of cemented steels in the temperature range  $\alpha \rightarrow \gamma$  of transformation at chemical and thermal treatment has a significant impact on the growth process of austenitic grain in them. The equations of regression are obtained that describe the dependence of the average size of austenitic grain on the heating rate, pre-ignition temperature and cementation temperature, which allow to select the modes of cementation of different steels. The phenomenological model is developed which describes the mechanism of formation and growth of austenitic grains in the steels at heating with different speeds. The conclusion is made that the slow heating of the steels in the interval of phase  $\alpha \rightarrow \gamma$  transformation contributes to the formation of a complex of small austenitic grains separated by high angular boundaries with impurity atoms adsorbed on them, which provides the increased stability of the grain structure to coalescence and reduces the rate of boundary migration at long term high-temperature austenization.

**Keywords:** high-temperature cementation, 15KhGN2TA and 25KhGT steels, austenitic grain size, heating rate

### References

- Lakhtin Yu.M., Arzamasov B.N. *Khimiko-termicheskaya obrabotka metallov* [Chemical heat treatment of metals]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1985. 256 p.
- Lyakhovich L.S., et al. *Khimiko-termicheskaya obrabotka metallov i splavov* [Chemical-heat treatment of metals and alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1981. 424 p.
- Zinchenko V.M. *Inzheneriya poverkhnosti zubchatykh kolez metodami khimiko-termicheskoy obrabotki* [Surface engineering of gear wheels by methods of chemical heat treatment]. Moscow, Moskovskiy gosudarstvennyy tekhnicheskiiy universitet im. N.E. Bauman Publ., 2001. 303 p.
- Valko A.L., Rudenko S.P., Chichin A.N. Vliyaniye vysokotemperaturnoy tsementatsii na velichinu zerna konstruktsionnykh staley [The influence of high-temperature cementation on the grain size of structural steels]. *Aktualnye voprosy mashinovedeniya* [Topical issues of mechanical engineering], 2014, issue 3, pp. 343–346.
- Kukareko V.A. Zakonomernosti rosta austenitnogo zerna v stali 18KhNVA [Regularities of growth of austenitic grain in steel 18KhNVA]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka* [Metallurgy and heat treatment], 1981, no. 9, pp. 15–17.
- Kukareko V.A., Valko A.L., Chichin A.N. Vliyaniye rezhima nagreva konstruktsionnykh staley pri vysokotemperaturnoy tsementatsii na velichinu austenitnogo zerna [Effect of the heating mode of structural steels with high-temperature cementation on the value of austenitic grain]. *Aktualnye voprosy mashinovedeniya* [Topical issues of mechanical engineering], 2017, issue 6, pp. 372–375.
- Kukareko V.A., Valko A.L., Chichin A.N. Vliyaniye skorosti nagreva tsementiruemyykh konstruktsionnykh staley na rost austenitnogo zerna pri vysokotemperaturnoy vyderzhke [Influence of the heating rate of cemented structural steels on the growth of austenitic grain during high temperature exposure]. *Izvestiya Natsionalnoy akademii nauk Belarusi. Seriya fiziko-tekhnicheskikh nauk* [Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-Technical Series], 2018, vol. 63, no. 4, pp. 399–406.
- Spiridonov A.A. *Planirovaniye eksperimenta pri issledovanii tekhnologicheskikh protsessov* [Planning an experiment in the study of technological processes]. Moscow, Mashinostroeniye Publ., 1981. 184 p.
- Li J.C.M. Possibility of Subgrain Rotation during Recrystallization. *Journal of Applied Physics*, 1962, vol. 33, no. 10, pp. 2958–2965.
- Gulyaev A.P. *Metallovedenie* [Metallurgy]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1986. 647 p.
- Gorelik S.S. *Rekristallizatsiya metallov i splavov* [Recrystallization of metals and alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1978. 568 p.
- Grabski M.W. *Struktura granic ziarn w metalach*. Katowice, Wydawnictwo Śląsk, 1969. 188 p.
- Hu H. Annealing of Silicon Iron Single Crystals. *Recovery and Recrystallization of Metals*, 1963, pp. 311–378.
- Novikov I.I. *Teoriya termicheskoy obrabotki metallov* [Theory of heat treatment of metals]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1986. 480 p.
- Bernstein M.L., Zaymovskiy V.A., Kaputkina L.M. *Termomekhanicheskaya obrabotka stali* [Thermomechanical processing of steel]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1983. 480 p.
- Lücke K., Stüwe H.P. On the theory of grain boundary motion. *Recovery and recrystallization of metals*, 1963, pp. 171–210.
- Cahn R.W., Haasen P. *Physical Metallurgy. Part 1*. Amsterdam, Oxford, New York, Tokyo, North Holland Physics Publishing, 1983.
- Li J.C.M. High-Angle Tilt Boundary – A Dislocation Core Model. *Journal of Applied Physics*, 1961, vol. 32, no. 3, pp. 525–534.
- Gleiter H., Chalmers B. *High-Angle Grain Boundaries*. Oxford, Pergamon Press, 1972. 274 p.