

Моделирование фазовых превращений для технологии индукционной поверхностной закалки. Часть 1. Стадия нагрева

**В. Е. Парменов^{1✉}, Ф. В. Чмиленко¹, Ю. Ю. Перевалов¹,
И. И. Растворова², А. А. Сафронов³**

¹ Санкт-Петербургский государственный электротехнический университет
«ЛЭТИ» им. В. И. Ульянова (Ленина), Санкт-Петербург, Россия

² Санкт-Петербургский горный университет императрицы Екатерины II,
Санкт-Петербург, Россия

³ Институт электрофизики и электроэнергетики Российской академии наук
(ИЭЭ РАН), Санкт-Петербург, Россия

✉ parmenov.slava@yandex.ru

Аннотация. Выполнено моделирование фазовых превращений в стали при индукционной поверхностной закалке на этапе нагрева. Особое внимание уделено таким ключевым явлениям, как аустенизация, гомогенизация и рост аустенитного зерна. Этот подход обеспечивает более точное прогнозирование последующих фазовых превращений и, как следствие, свойства материала на стадии охлаждения, что существенно для оптимизации технологии и повышения качества конечного продукта. В качестве отправной точки использована модель фазовых превращений для лазерной поверхностной закалки, разработанная французской научной школой из Нанси. В ходе исследования модель-прототип была детально проанализирована, переработана и дополнена с учетом особенностей индукционной закалки. Для верификации предложенной в этой работе модели проведено сравнение с моделью-прототипом и экспериментальными данными из открытых источников. Полученные результаты продемонстрировали хорошее совпадение с экспериментами. Устранение методологических недостатков исходной модели расширяет область ее применения, позволяя применять ее не только для моделирования индукционной и лазерной закалки, но и, к примеру, для анализа зон, подвергающихся термообработке при сварке.

Ключевые слова: индукционная закалка, математическая модель, фазовые превращения, аустенизация, гомогенизация, термическая обработка

Для цитирования: Моделирование фазовых превращений для технологии индукционной поверхностной закалки. Часть 1. Стадия нагрева / В. Е. Парменов, Ф. В. Чмиленко, Ю. Ю. Перевалов, И. И. Растворова, А. А. Сафронов // Изв. СПбГЭТУ «ЛЭТИ». 2025. Т. 18, № 9. С. 87–100. doi: 10.32603/2071-8985-2025-18-9-87-100.

Конфликт интересов. Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

Phase Transformations Modelling for Induction Surface Hardening Technology. Part 1. Heating Stage

V. E. Parmenov¹✉, F. V. Chmilenko¹, Yu. Yu. Perevalov¹,
I. I. Rastvorova², A. A. Safronov³

¹ Saint Petersburg Electrotechnical University, St Petersburg, Russia

² Saint Petersburg Mining University, St Petersburg, Russia

³ Institute for Electrophysics and Electric Power, Russian Academy of Sciences
(IEE RAS), St Petersburg, Russia

✉ parmenov.slava@yandex.ru

Abstract. The study presents modeling of steel phase transformations during induction surface hardening heating stage. Particular attention is devoted to key phenomena such as austenitization, homogenization, and austenite grain growth. This approach enables more accurate prediction of subsequent phase transformations and, consequently, material properties during the cooling stage, which is essential for process optimization and improvement of final product quality. As a starting point, a steel phase transformation model for laser surface hardening developed by the Nancy scientific school was employed. During the research, the prototype model was thoroughly analyzed, revised, and extended with consideration of induction hardening specifics. For verification of the model proposed in this work, a comparison was carried out with the prototype model and experimental data from open sources. The obtained results demonstrated good agreement with experiments. Elimination of methodological shortcomings of the initial model broadens its applicability, making it suitable not only for induction and laser hardening modeling but also, for example, for analysis of heat-affected zones during welding.

Keywords: induction hardening, mathematical model, phase transformations, austenization, homogenization, heat treatment

For citation: Phase Transformations Modelling for Induction Surface Hardening Technology. Part 1. Heating Stage / V. E. Parmenov, F. V. Chmilenko, Yu. Yu. Perevalov, I. I. Rastvorova, A. A. Safronov // LETI Transactions on Electrical Engineering & Computer Science. 2025. Vol. 18, no. 9. P. 87–100. doi: 10.32603/2071-8985-2025-18-9-87-100.

Conflict of interest. The authors declare no conflicts of interest.

Фазовые превращения в сталях при термической обработке служат ключевым фактором, определяющим их эксплуатационные характеристики. В научной литературе основное внимание традиционно уделяется превращениям, происходящим в процессе охлаждения, поскольку именно они формируют конечную микроструктуру и твердость материала. Однако стадия нагрева, предшествующая этим процессам, имеет не меньшее значение. Кинетика фазовых превращений в ходе нагрева (аустенизация и гомогенизация) оказывает прямое влияние на протекание последующих превращений при охлаждении. Особую практическую значимость вопросы кинетики приобретают при технологических процессах с высокими скоростями нагрева, индукционной и лазерной закалке или сварке. В этих условиях именно неравновесное состояние аустенита и размер его зерна после этапа нагрева предопределяет формирование струк-

туры (с помощью диффузионных и бездиффузионных процессов) при последующем охлаждении и, как следствие, эксплуатационные свойства готового изделия.

Несмотря на актуальность данной проблемы, количество исследований, направленных на разработку численных моделей для процессов аустенизации и гомогенизации при быстром нагреве, остается весьма ограниченным. Наибольший вклад в развитие этого направления принадлежит французской научной школе из Нанси, которая предложила оригинальную модель фазовых превращений с учетом гомогенизации аустенита для технологии лазерной закалки [1]–[3]. Указанная модель имеет новаторский характер и высокую научную значимость, что подтверждается частым цитированием, однако в ее описании присутствуют методологические ошибки. К сожалению, предложенная концепция не была развита в даль-

нейших исследованиях данной школы, и в научной литературе отсутствуют подтверждения ее доработки другими исследователями. Как правило, модель либо полностью заимствовалась вместе с имеющимися в ней методологическими ошибками [4], [5], либо подвергалась упрощению, что снижало ее полноту и точность [6].

Первоначально авторы этой статьи ставили перед собой скромную задачу – реализовать в численном виде известную модель. Однако уже на первом этапе они столкнулись с множеством неточностей в ее описании. Наиболее серьезной проблемой стала выявленная методологическая ошибка в алгоритме, учитывающем степень гомогенизации во время нагрева. Эта ошибка существенно ограничивала диапазон скоростей нагрева, в котором модель оставалась бы адекватной и релевантной.

В данной статье представлена переработанная и расширенная модель, в которой, помимо исправленных неточностей, введен учет баланса углерода в процессе аустенизации, а также разработан новый алгоритм моделирования гомогенизации. Эти изменения позволили расширить диапазон допустимых скоростей нагрева и упростить процедуру калибровки модели. Для верификации обновленная модель была протестирована на расчетных и экспериментальных данных, приведенных в [1]–[3].

Кинетика фазовых преобразований. В этой статье рассматривается кинетика преобразования перлита и феррита в аустенит в доэвтектоидных сталях. Из металловедения известно, что аустенизация доэвтектоидных сталей происходит в два этапа [7]. На первом этапе аустенит образуется из перлита, причем этот процесс стартует практически мгновенно, без инкубационного периода, что обусловлено короткими диффузионными расстояниями в пластинчатой структуре перлита. Второй этап характеризуется ростом аустенита в ферритных зонах, который протекает значительно медленнее из-за больших диффузионных расстояний в зернах феррита. Такой двухэтапный механизм отражает различия в микроструктуре и обусловлен ограничениями диффузии.

Для расчета фазовых превращений в процессе непрерывного нагрева в работе используется уравнение изотермического превращения Аврами [8], также известное как уравнение Джонсона–Мела–Аврами–Колмогорова (ЖМАК), и правило аддитивности

$$z_k = z_{k \max} (1 - e^{-B_k t^{n_k}}), \quad (1)$$

где z_k – доля компонента k (перлит или феррит), перешедшего в аустенит; $z_{k \max}$ – максимальная доля аустенита, которая может образоваться из компонента k , определяемая химическим составом стали; t – время изотермической выдержки; B_k и n_k – коэффициенты изотермической кинетики, зависящие от температуры.

Коэффициенты B_k и n_k могут быть получены либо непосредственно из dilatометрических экспериментов с изотермической выдержкой или при нагреве с постоянной скоростью, конвертируя их результат в зависимость $z(t)$, либо из изотермических или термокинетических диаграмм нагрева [9], [10]. Для точности расчетов, экспериментальное определение коэффициентов предпочтительнее, но оно требует дорогостоящего оборудования и большого количества dilatометрических испытаний.

Самый простой способ получить коэффициенты изотермической кинетики – извлечь их из изотермических диаграмм, на которых отмечены линии начала и конца преобразования:

$$n_k = \frac{\ln[-\ln(1 - z_k)] - \ln[-\ln(1 - z_n)]}{\ln(t_k) - \ln(t_n)}, \quad (2)$$

$$B_k = -\frac{\ln(1 - z_k)}{t_k^{n_k}}, \quad (3)$$

где t_k и t_n – время окончания и начала реакции при заданной температуре соответственно; z_k и z_n – соответствующие доли превращения (часто встречается в источниках 0.99 и 0.01 соответственно, но в данной работе принято 0.9 и 0.1).

Однако в литературе таких изотермических диаграмм мало из-за высокой скорости нагрева, необходимой для их получения. Более доступны термокинетические диаграммы – как экспериментальные [9], [10], так и расчетные (например, полученные с помощью программы JMatPro). Чтобы получить из них данные по изотермической кинетике, эти диаграммы необходимо преобразовать в изотермические. Для этого существует несколько методов, подробно описанных в источниках [4], [11], [12].

Главный недостаток диаграмм, полученных расчетным путем и из литературы, заключается в том, что на них обычно отмечены линии начала перлитного (A_{c1}) и конца ферритного (A_{c3}) превращений, а также линия гомогенизации, но отсутствует информация о конце перлитного и

начале ферритного превращений. Это означает, что данные для расчетов, полученные из таких диаграмм, все равно необходимо калибровать на основе экспериментальных результатов, чтобы построить разделяющую линию между этими процессами, если требуется информация о неполном разложении.

В данной работе коэффициенты B_k и n_k рассчитывались на основе изотермической диаграммы. Авторы модели-прототипа [2], опираясь на собственные dilatометрические эксперименты со сталью XC42, построили экспериментальную изотермическую диаграмму, на которую дополнительно нанесли линии конца перлитного и начала ферритного превращений. На рис. 1 представлены следующие линии: A_{c1} и A_{c3} – равновесные температуры начала и конца аустенизации; 10 % Fe и 90 % Fe – начало и конец перлитного превращения; 10% Fe и 90 % Fe – начало и конец ферритного превращения; 90 % H – конец гомогенизации. Изотермическая диаграмма показывает время t соответствующего преобразования при температуре изотермической выдержки θ .

Существуют и другие подходы к разделению двух этапов аустенизации. Например, в [12] аустенизация феррита рассматривается совместно с процессом гомогенизации. Такое объединение можно считать неоправданным упрощением, поскольку оно не отражает реальные физические процессы при быстром нагреве, что приводит к невозможности получения достоверных данных при неполной аустенизации или гомогенизации.

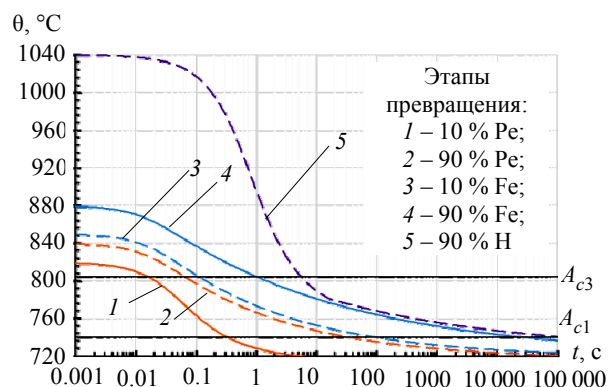


Рис. 1. Изотермическая диаграмма нагрева стали XC42 [2]
Fig. 1. Isothermal heating diagram for XC42 steel [2]

Из рис. 1 следует, что расчетные коэффициенты B_k и n_k зависят от температуры θ , а значит, кинетика образования аустенита на разных температурах, согласно (1), определяется разной сигмоидальной кривой. Для расчета фазовых

превращений в процессе непрерывного нагрева (т. е. с непостоянной температурой) используется метод, основанный на принципе аддитивности. Суть метода заключается в том, что кривая зависимости температуры от времени разбивается на последовательность достаточно малых «ступенчатых» участков. Для удобства расчетов фиксируется шаг по времени Δt . На каждом шаге объемная доля образующейся новой фазы рассчитывается по изотермической кинетике превращения согласно уравнению Аврами (1). На рис. 2 и 3 представлен метод количественной оценки фазовых превращений, основанный на принципе аддитивности.

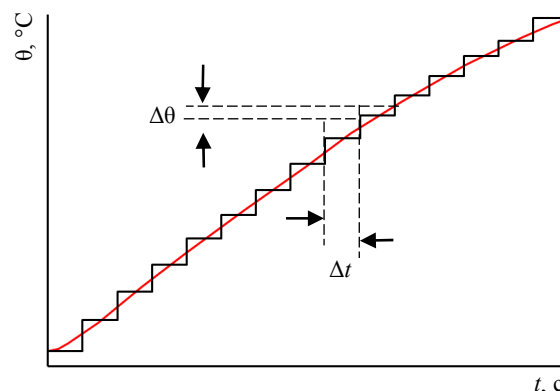


Рис. 2. Разбиение кривой нагрева на изотермические ступени

Fig. 2. Dividing the heating curve into isothermal steps

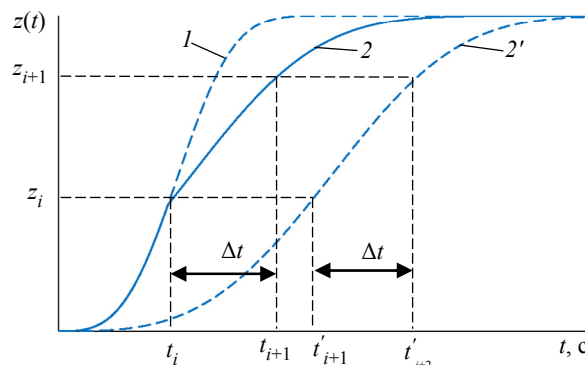


Рис. 3. Кривая неизоотермического разложения
Fig. 3. Non-isothermal decomposition curve

Предположим, что на i -м временном шаге изотермическая кинетика образования аустенита описывается кривой 1, к моменту времени t_i образовалась доля аустенита равная z_i . На следующем $(i + 1)$ -м временном шаге температура изотермической выдержки меняется, и на этом шаге изотермическая кинетика образования аустенита описывается кривой 2'. Для расчета доли образующегося аустенита на $(i + 1)$ -м временном шаге в первую очередь рассчитывается такое время, при котором образовалась бы доля аустенита z_i , если

бы изотермическая кинетика образования аустенита к этому моменту описывалась кривой 2. Это время называется фиктивным временем t'_{i+1} :

$$t'_{i+1} = \left[-\ln \left(1 - \frac{z_{ki}}{z_{k \max(i+1)}} \right) / B_{k(i+1)} \right]^{1/n_{k(i+1)}}. \quad (4)$$

Для расчета объемной доли аустенита к концу временного шага t_{i+1} фиктивное время t'_{i+1} добавляется к шагу по времени Δt_i :

$$z_{k(i+1)} = z_{k \max(i+1)} \left[1 - e^{-B_{k(i+1)}(t'_{i+1} + \Delta t_i)^{n_{k(i+1)}}} \right]. \quad (5)$$

Расчет продолжается до достижения температуры конца нагрева.

Максимальные доли преобразующихся фаз. При температуре ниже равновесной A_{c1} (рис. 1) преобразования не рассчитываются. Выше равновесной температуры A_{c1} устойчивый перлит не может существовать, поэтому максимальное количество образующегося аустенита $z_{\gamma \text{Fe max}}$ из перлита для любой температуры выше равновесной A_{c1} равно доле перлита в стали: $z_{\gamma \text{Fe max}} = z_{\text{Pe}}$.

В области температур между равновесными A_{c1} и A_{c3} до тех пор, пока весь перлит не преобразуется в аустенит, кинетика феррита замедлена. Кроме того, после завершения преобразования остается некоторое количество непреобразованного феррита. Максимальная доля образующегося

аустенита из феррита $z_{\gamma \text{Fe max}}$ в этой области рассчитывается по правилу рычага из диаграммы Fe-C, как показано на рис. 4 и корректируется с учетом доли преобразовавшегося перлита $z_{\gamma \text{Fe}}$:

$$z_{\gamma \text{Fe max}} = \left(z_{\text{Fe}} - \frac{bc}{ac} \right) \frac{z_{\gamma \text{Pe}}}{z_{\gamma \text{Pe max}}},$$

где z_{Fe} – доля феррита в стали; bc и ac – плечи рычага (рис. 4); C – содержание углерода в стали, %; C_p – равновесное содержание углерода в стали, %.

Выше равновесной температуры A_{c3} завершение преобразования соответствует образованию полностью аустенитной структуры и максимальное количество образующегося аустенита из каждого компонента в этой области определяется исходным структурным составом стали, т. е. $z_{\gamma \text{Fe max}} = z_{\text{Pe}}$ и $z_{\gamma \text{Fe max}} = z_{\text{Fe}}$. При каждой температуре рост аустенита моделируется двумя законами Аврами: один – для образования аустенита из перлита, другой – для преобразования феррита.

Линии GS , GP и PS (A_{c1}) (рис. 4) могут быть рассчитаны на основе химического состава стали с помощью эмпирических формул [13], [14] или аппроксимацией равновесной диаграммы Fe-C, с последующей корректировкой с учетом химического состава и экспериментальных данных.

В данной статье моделирование проводилось для доэвтектоидной конструкционной стали XC42 с ферритно-перлитной структурой и сле-

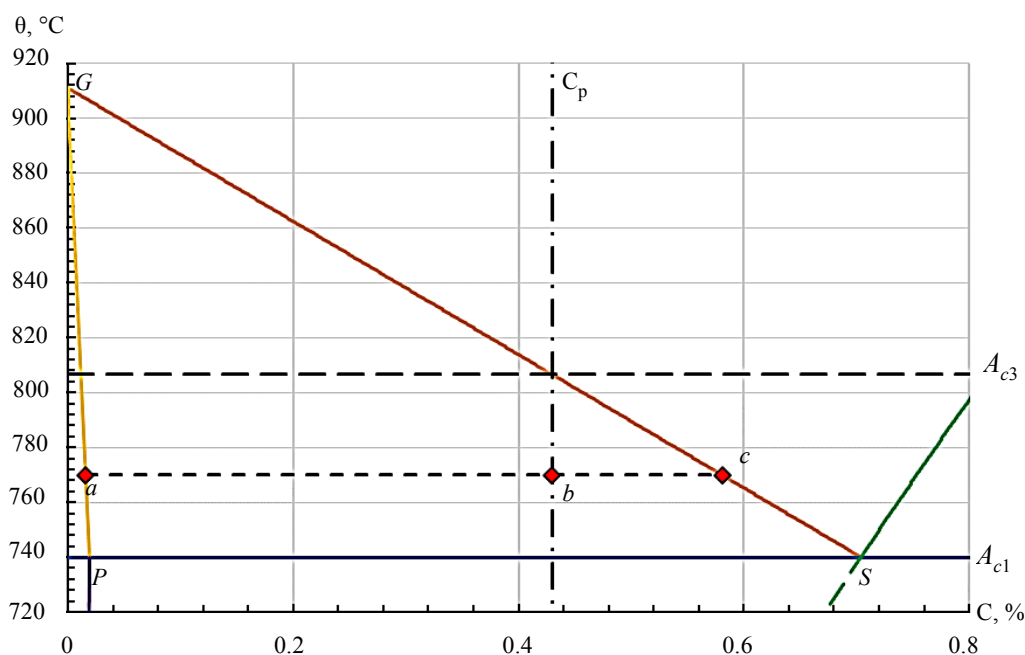


Рис. 4. Часть диаграммы Fe-C и правило рычага для определения максимальной доли ферритного аустенита

Fig. 4. Part of the Fe-C diagram and lever rule for determining maximum ferritic austenite volume

дующими химическим составом: 0.43 % C; 0.32 % Si; 0.61 % Mn; 0.12 % Cr; 0.13 % Ni; 0.026 % S; 0.012 % P; 0.03 % Mo. В [2] экспериментально установлено, что исходная структура содержит 60 % перлита и 40 % феррита, а равновесные температуры A_{c1} и A_{c3} составляют примерно 740 и 807 °C соответственно. Основываясь на этих данных, с помощью эмпирических формул в данном исследовании линии GS , GP и PS (A_{c1}) были аппроксимированы прямыми линиями:

$$GS = 911 - 242.9C;$$

$$GP = 911 - 9\,000C; \quad PS(A_{c1}) = 740,$$

где C – содержание углерода в стали, %.

Кинетика углерода в аустените. Гомогенизация. Эвтектоидный перлит и феррит содержат разное количество углерода: перлит – до 0.83 % углерода, а феррит – всего до 0.02 % углерода по массе. В процессе аустенизации происходит диффузионное перемещение углерода из областей аустенита с высоким содержанием углерода в зоны с его низким содержанием. Этот процесс называется гомогенизацией и обеспечивает выравнивание распределения углерода в стали.

В [2] представлена оригинальная модель гомогенизации, описывающая изменение концентраций углерода C_γ в высокоуглеродистом аустените (образованном из перлита) и низкоуглеродистом аустените (образованном из феррита) от температуры перегрева выше температуры A_{c1} , и основанная на экспериментальной зависимости, представленной на рис. 5. Основной недостаток модели состоит в том, что экспериментальные кривые получены в узком диапазоне скоростей нагрева от 590 до 800 °C/с. Поэтому модель демонстрирует хорошее согласие с экспериментом только при скоростях, близких к этому диапазону, и при значительных температурах перегрева выше A_{c1} . При этом в модели не учитывается диффузия углерода во время изотермической выдержки, а при неполной гомогенизации нарушается баланс углерода между зонами с разной концентрацией.

Поскольку гомогенизация определяется диффузией углерода и обычно отражается кривой на диаграммах, в данной статье степень гомогенизации z_H рассчитывается с помощью кинетики изотермического превращения Аврами и правила аддитивности. Затем z_H пересчитывается в содержание углерода в γ_{Pe} и γ_{Fe} . На рис. 6 продемонстрирован принцип расчета гомогенизации.

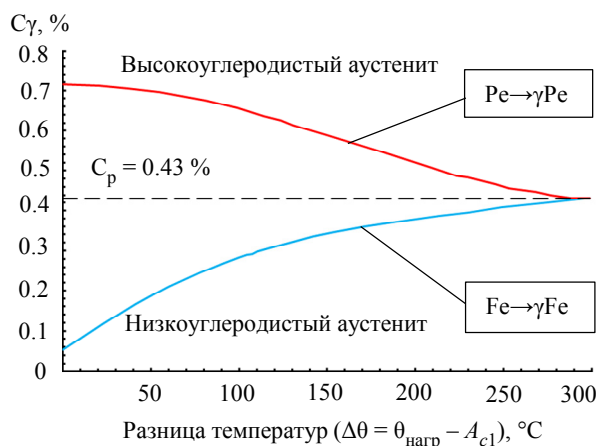


Рис. 5. Зависимость содержания углерода в аустените от температуры нагрева выше A_{c1} [2]

Fig. 5. Dependence of carbon content in austenite on heating temperature above A_{c1} [2]

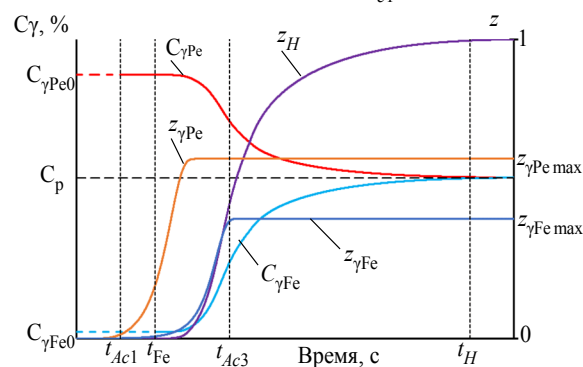


Рис. 6. Зависимость содержания углерода в аустените и фазового состава от времени нагрева

Fig. 6. Dependence of carbon content in austenite and phase composition on heating time

$C_{\gamma_{Pe}}$ и $C_{\gamma_{Fe}}$ – содержание углерода в высоко- и низкоуглеродистом аустенитах соответственно, %; $C_{\gamma_{Pe0}}$ и $C_{\gamma_{Fe0}}$ – начальные содержания углерода в высоко- и низкоуглеродистом аустенитах, %; $z_{\gamma_{Pe}}$ и $z_{\gamma_{Fe}}$ – кинетические кривые образования высоко- и низкоуглеродистого аустенитов из перлита и феррита; $z_{\gamma_{Pe\max}}$ и $z_{\gamma_{Fe\max}}$ – максимальные достижимые доли высоко- и низкоуглеродистого аустенитов; z_H – степень гомогенизации стали; t_{Ac1} , t_{Fe} – времена начала перлитного и ферритного преобразований; t_{Ac3} – время конца ферритного преобразования; t_H – время конца гомогенизации.

Выражение для расчета кинетики степени гомогенизации:

$$z_H = z_{H\max} \left(1 - e^{-B_H t^{n_H}}\right), \quad (6)$$

где

$$z_{H\max} = \left(\frac{z_{\gamma_{Pe}}}{z_{\gamma_{Pe\max}}}\right)^{q_{Pe}} \left(\frac{z_{\gamma_{Fe}}}{z_{\gamma_{Fe\max}}}\right)^{q_{Fe}}. \quad (7)$$

Коэффициенты B_H и n_H рассчитываются согласно выражениям (2) и (3) из изотермической диаграммы между линиями начала перлитного преобразования (рис. 1, 10 % Ре) и конца гомогенизации (рис. 1, 90 % Н). Линия 90 % Н на рис. 1 построена на основе анализа экспериментальных данных из [2], [3], где приведены режимы нагрева и измеренные содержания углерода в $\gamma_{\text{Ре}}$ и γ_{Fe} к моменту завершения нагрева. Параметры $q_{\text{Ре}}$ и q_{Fe} задают влияние неполного разложения перлита и феррита соответственно на степень гомогенизации, т. е. определяют форму кривых $C_{\gamma_{\text{Ре}}}$ и $C_{\gamma_{\text{Fe}}}$ в диапазоне температур от A_{c1} до A_{c3} . Определение этих параметров требует дополнительных исследований определяющих кинетику углерода при неполной аустенизации, в данной статье значения $q_{\text{Ре}}$ и q_{Fe} были приняты равными 2. Термокинетический расчет z_H проводится с применением принципа аддитивности аналогично расчетам кинетики преобразования перлита и феррита по выражениям (4) и (5).

Условие баланса углерода в аустените выражается следующим образом:

$$C_{\gamma_{\text{Р}}} = C_{\text{Р}} - (C_{\text{Ре}} z_{\text{Ре}} + C_{\text{Fe}} z_{\text{Fe}}) = C_{\gamma_{\text{Ре}}} z_{\gamma_{\text{Ре}}} + C_{\gamma_{\text{Fe}}} z_{\gamma_{\text{Fe}}}, \quad (8)$$

где $C_{\gamma_{\text{Р}}}$ – равновесное содержание углерода в аустените; $C_{\text{Ре}} = C_{\gamma_{\text{Ре}0}}$ и $C_{\text{Fe}} = C_{\gamma_{\text{Fe}0}}$ – содержания углерода в перлитном и ферритном компонентах стали соответственно; $z_{\text{Ре}} = z_{\gamma_{\text{Ре} \text{ max}}} - z_{\gamma_{\text{Ре}}}$ и $z_{\text{Fe}} = z_{\gamma_{\text{Fe} \text{ max}}} - z_{\gamma_{\text{Fe}}}$ – доли непреобразованных перлитного и ферритного компонентов стали.

Содержания углерода $C_{\gamma_{\text{Ре}}}$ и $C_{\gamma_{\text{Fe}}}$ рассчитываются по z_H с учетом баланса углерода в аустените:

$$C_{\gamma_{\text{Ре}}} = C_{\gamma_{\text{Ре}0}} + (C_{\gamma_{\text{Р}}} - C_{\gamma_{\text{Ре}0}}) z_H; \quad (9)$$

$$C_{\gamma_{\text{Fe}}} = C_{\gamma_{\text{Fe}0}} + (C_{\gamma_{\text{Р}}} - C_{\gamma_{\text{Fe}0}}) z_H. \quad (10)$$

Значения $C_{\text{Ре}}$ и C_{Fe} зависят от химического состава стали, а также от истории ее термообработки. На основе информации об исходном структурном составе (60 % перлита и 40 % феррита), приведенном в [3], значение $C_{\text{Ре}}$ равно 0.704 %. Значение C_{Fe} составляет 0.019 % и получено из диаграммы Fe-C, на основе аппроксимации линий GP и PS (рис. 4).

Выражения (6), (7), (9) и (10) позволяют рассчитать кинетику углерода в аустените, представ-

ленную на рис. 6. До момента времени t_{Ac1} аустенит не образуется, соответственно диффузия углерода в нем не происходит. В промежутке от t_{Ac1} до t_{Fe} перлит преобразуется в аустенит, но из-за того, что образуется только высокоуглеродистый аустенит, диффузия углерода также не происходит. В промежутке от t_{Fe} до t_{Ac3} образуется низкоуглеродистый аустенит, начинается диффузия углерода, в начале образуется слишком мало низкоуглеродистого аустенита, а также продолжает образовываться высокоуглеродистый аустенит, поэтому наблюдается замедленная диффузия углерода. К моменту времени t_{Ac3} сталь полностью аустенизирована, скорость диффузии максимальна. В промежутке от t_{Ac3} до t_H скорость диффузии замедляется из-за уменьшения градиента концентрации углерода в аустените.

Предложенная модель гомогенизации позволяет рассчитывать гомогенизацию при малых скоростях нагрева и при изотермической выдержке, а также в ее основе заложен учет баланса углерода.

Кинетика роста зерна. В процессе нагрева с увеличением температуры аустенитная структура стремится понизить поверхностную энергию путем уменьшения протяженности границ зерен. Наблюдается рост аустенитного зерна. Согласно правилу аддитивности, рост зерна аустенита описывается уравнением Аррениуса следующего ви-

да [15]: $G^a - G_0^a = k_0 \sum_i \Delta t_i e^{-\frac{Q}{RT_i}}$, где G – размер

аустенитного зерна при нагреве, мкм; G_0 – начальный размер аустенитного зерна, в мкм; Δt_i – длительность i -го временного шага, с; T_i – температура i -го шага, К; $a = 4$, $k_0 = 2.969 \cdot 10^{15}$ [мм⁴/мин] $\approx 4.9483 \cdot 10^{25}$ [мкм⁴/с], $Q = 126\,900$ [кал/моль] – постоянные, определенные в [15]; $R \approx 1.9872$ [кал/(моль · К)] – универсальная газовая постоянная.

В [3] экспериментально установлено, что для стали XC42 начальный размер аустенитного зерна G_0 при полной аустенизации равен 6 мкм. Расчет роста зерна начинается после достижения этого состояния.

Общий алгоритм модели. Учитывая описанные принципы, получаем блок схему модели расчета фазовых преобразований в процессе нагрева, представленную на рис. 7.

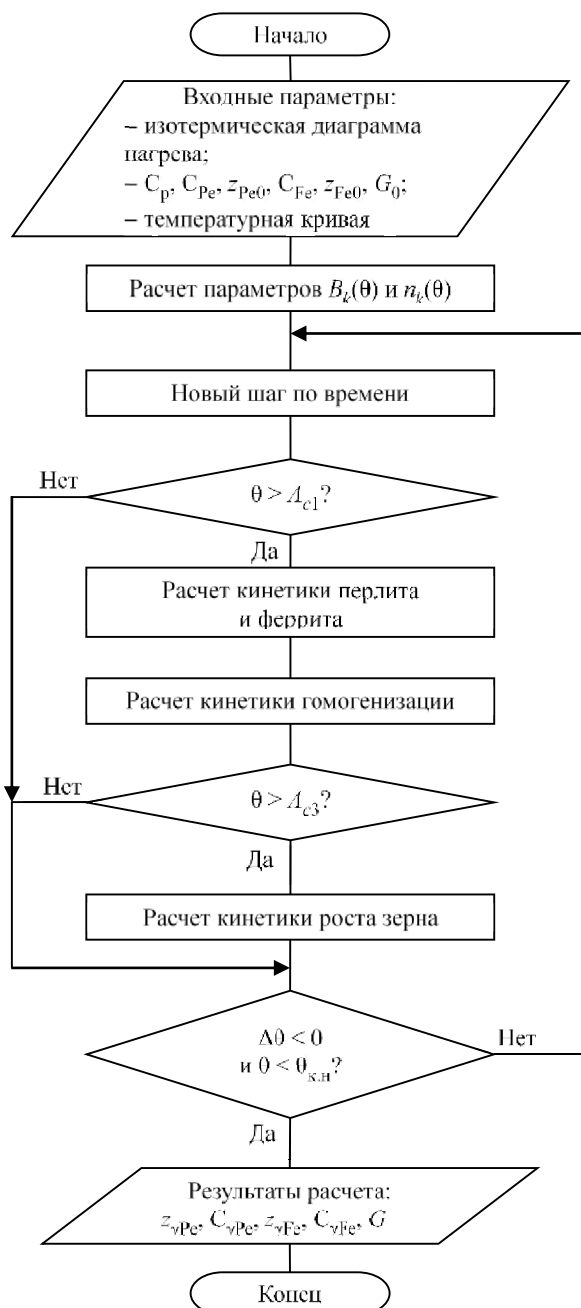


Рис. 7. Блок-схема модели фазовых превращений стали в процессе нагрева
Fig. 7. Block diagram of the steel phase transformations model during heating

В отличие от [3] расчет фазовых превращений, гомогенизацию и рост зерна не стоит прекращать при достижении максимальной температуры, а следует продолжить его пока температура не опустится до температуры конца нагрева $\theta_{к.н.}$. В качестве которой можно выбрать температуру на 10 % ниже максимальной или температуру гомогенизации.

Представленная модель станет еще более эффективной, если реализовать ее сопряжение с тепловой моделью. Для этого требуется учитывать скрытую теплоту фазовых превращений (перлит +

+ феррит → аустенит). Это возможно с помощью энтальпии, значения которой для стали XC42 приведены в [3]: $\Delta H = -3.05 \cdot 10^8 + (9.26 \cdot 10^3) \theta + 9.91 \theta$, где ΔH – энтальпия, Дж/м³; θ – температура преобразования, °C.

Сравнение моделей. В [1], [2] представлены расчеты фазовых превращений при нагреве массивного цилиндра из стали XC42 диаметром 16 мм на основе модели-прототипа. Результаты этих исследований были использованы авторами данной статьи для сравнения и калибровки усовершенствованной модели. На рис. 8 показано изменение температуры в различных точках радиуса цилиндра [3]. Максимальная температура на поверхности достигает 1100 °C. В зоне от 0 до 3 мм включительно температура на протяжении всего процесса нагрева и охлаждения не превышает 740 °C, что исключает возможность фазовых превращений в этих точках.

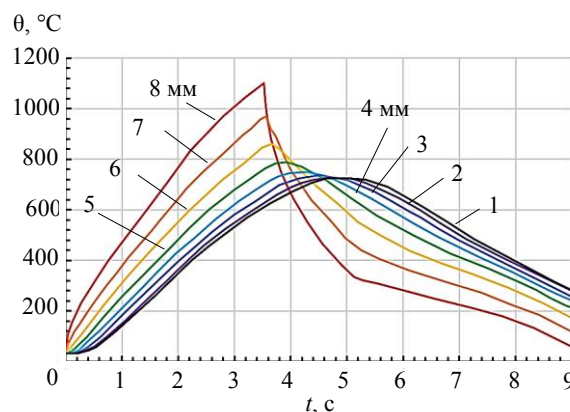
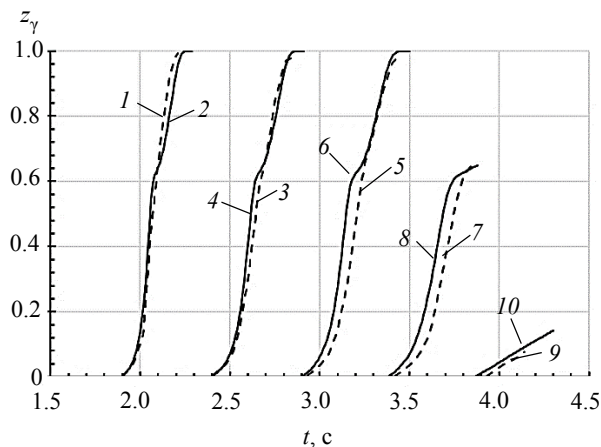


Рис. 8. Изменение температуры в различных точках радиуса цилиндра диаметром 16 мм [3]
Fig. 8. Temperature evolution at different radius locations of a 16 mm diameter cylinder [3]

На рис. 9 представлены рассчитанные кинетики аустенизации для пяти радиальных точек (штриховая линия), начиная с поверхности, взятые из [1], и их сравнение с результатами обновленной модели (сплошная линия). Между полученными данными наблюдается хорошее согласие, несмотря на то, что во французских источниках [1]–[3] использовались разные модификации изотермической диаграммы (рис. 1).

На рис. 10 и 11 представлена дополнительная информация, полученная в результате проведенных расчетов, имеющая особое значение для дальнейшего моделирования фазовых превращений при охлаждении. На рис. 10 показано распределение по радиусу гомогенизированного (γH), высокоуглеродистого (γPe) и низкоуглеродистого (γFe) аустенитов. На рис. 11 – распределение со-

держания углерода по радиусу в области высокоуглеродистого ($C_{\gamma\text{Pe}}$) и низкоуглеродистого ($C_{\gamma\text{Fe}}$) аустенитов, а также размер аустенитного зерна.



Результаты расчетов [1]:
 1 – 8 мм; 3 – 7 мм; 5 – 6 мм; 7 – 5 мм; 9 – 4 мм;
 2 – 8 мм; 4 – 7 мм; 6 – 6 мм; 8 – 5 мм; 10 – 4 мм

Рис. 9. Сравнение расчетных кинетик аустенизации для различных точек радиуса

Fig. 9. Comparison of calculated austenitization kinetics for different radius locations

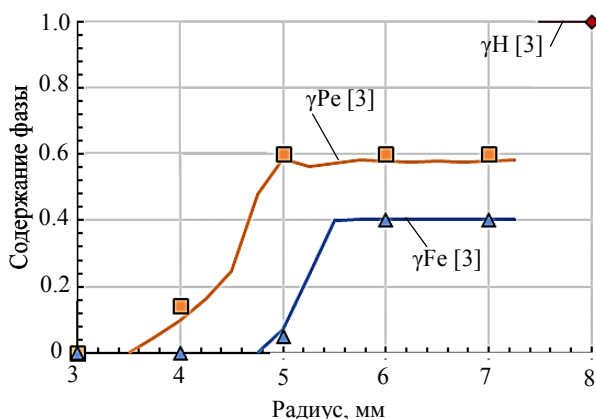


Рис. 10. Доля аустенита по радиусу цилиндра
 Fig. 10. Austenite fraction along the cylinder radius

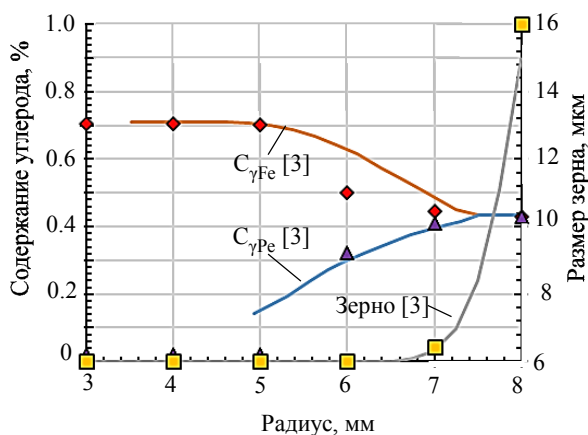


Рис. 11. Содержание углерода и размер зерна по радиусу цилиндра

Fig. 11. Carbon content and austenite grain size along the cylinder radius

По радиусу можно выделить пять зон [3]:

1) от 0 до 3.5 мм – превращения при нагреве отсутствуют;

2) от 3.5 до 5 мм – образование только высокоуглеродистого аустенита из перлита;

3) от 5 до 5.5 мм – полное преобразование перлита в высокоуглеродистый аустенит и частичное преобразование феррита в низкоуглеродистый аустенит;

4) от 5.5 до 7.25 мм – полное преобразование перлита и феррита в аустенит с частичной гомогенизацией аустенита;

5) от 7.25 до 8 мм – полная гомогенизация аустенита и активный рост аустенитного зерна.

Расчет доли аустенита по разработанной модели хорошо согласуется с моделью-прототипом. Однако расчет содержания углерода значительно отличается в зоне 4 – в области высокоуглеродистого аустенита, а также в зонах 1–3 для низкоуглеродистого аустенита. Это объясняется применением новой модели гомогенизации, учитывающей баланс углерода в аустените. Также расчетный размер аустенитного зерна при радиусе 8 мм выше, чем по модели-прототипу, что связано с увеличенной продолжительностью расчета после достижения максимальной температуры до момента, когда температура опустится ниже принятого конечного значения.

Сравнение с экспериментом. В [2], [3] представлены результаты dilatометрических испытаний с образцами из стали ХС42 диаметром 16 мм, для которых потом был проведен расчет фазовых превращений. На рис. 12 приведены температурные кривые, которые использовались в модели-прототипе для трех тестовых образцов. В табл. 1 представлены параметры нагрева: $\theta_{\text{н.н}}$ – температура начала нагрева; θ_{max} – максимальная температура нагрева; $t_{\theta\text{max}}$ – время достижения температуры θ_{max} .

На рис. 13 представлены экспериментальные и расчетные кинетики аустенизации для теста 3. Сравнение результатов расчетов по обновленной модели с данными модели-прототипа [3] показывает хорошее соответствие. Расчеты адекватно воспроизводят начало и завершение аустенизации, а также переход от перлитно-аустенитного к ферритно-аустенитному преобразованию, что подтверждается экспериментальными данными. Однако оба расчета завышают продолжительность перлитно-аустенитного превращения, что указывает на необходимость дополнительной ка-

либровки изотермической диаграммы (рис. 1). В частности, линии 90 % Fe и 10 % Fe, характеризующие конец перлитного и начало ферритного превращений, следует сдвинуть влево для повышения точности модели.

Табл. 1. Условия нагрева и охлаждения
дилатометрических тестовых образцов
Tab. 1. Heating and cooling conditions
for dilatometric test specimens

Тест	$\theta_{н.н.}, ^\circ\text{C}$	$\theta_{\max}, ^\circ\text{C}$	$t_{\theta\max}, \text{c}$
1	20	862	14.9
2		982	7.2
3		1108	4.5

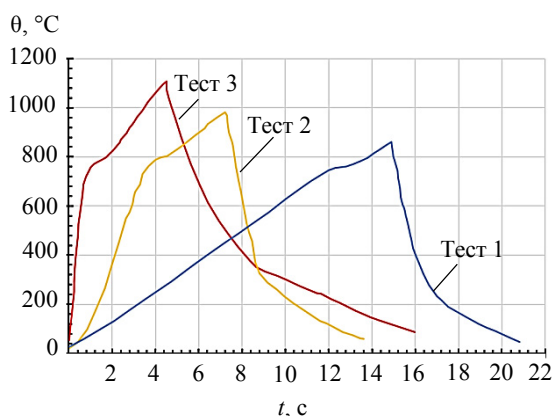
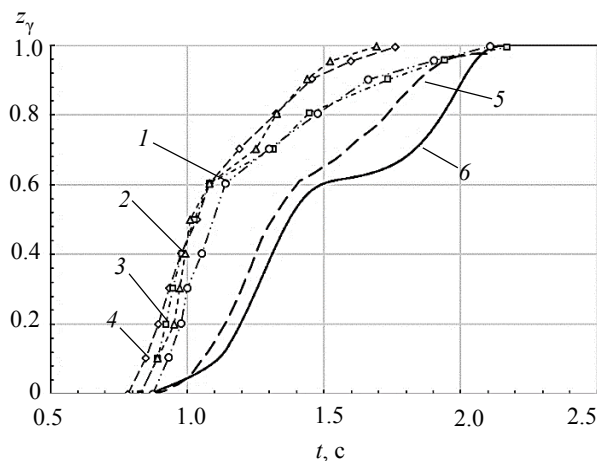


Рис. 12. Расчетные температурные кривые
дилатометрических тестовых образцов [2], [3]

Fig. 12. Calculated temperature curves
of dilatometric test specimens [2], [3]



Испытания: 1 – линия с кругом; 2 – линия
с треугольником; 3 – линия с квадратом; 4 – линия
с ромбом; 5 – расчет [3]; 6 – расчет по обновленной модели
Рис. 13. Сравнение экспериментальных и расчетных
кинетик аустенизации для теста 3

Fig. 13. Comparison of experimental and calculated
austenitization kinetics for test 3

К сожалению, информация о кинетике аустенизации для теста 1 в источниках отсутствует, а результаты для теста 2 не адекватны начальной

структуре стали, что в [1] объясняется экспериментальными трудностями проведения точно воспроизводимых испытаний на больших скоростях нагрева. Даже для теста 3 на рис. 13 видны различия между четырьмя испытаниями, что может быть связано со сложностью поддержания одинакового температурного профиля и флуктуацией усредненного химического и структурного составов стали от образца к образцу, особенно если образец используется в повторных испытаниях.

В табл. 2 представлено сравнение температур начала (A_{c1}) и конца (A_{c3}) фазовых превращений, полученных с помощью расчетов по моделям и экспериментально. Температуры A_{c1} и A_{c3} соответствуют 5 и 95 % образовавшегося аустенита соответственно. Совпадение удовлетворительное.

Табл. 2. Сравнение измеренных и расчетных температур A_{c1} и A_{c3}

Tab. 2. Comparison of measured and calculated temperatures A_{c1} and A_{c3}

Тест	$A_{c1}, ^\circ\text{C}$			$A_{c3}, ^\circ\text{C}$		
	Эксперимент	Расчет [3]	Расчет	Эксперимент	Расчет [3]	Расчет
1	752	747	747.8	820	811	822.3
2	756	752	759.3	828	825	819.0
3	760	754	754.5	838	834	827.5

Сравнение расчетных значений содержания углерода в высоко- ($C_{\gamma\text{Fe}}$) и низкоуглеродистых ($C_{\gamma\text{Fe}}$) аустенитах приведены в табл. 3. Во всех тестовых экспериментах результаты фазовых расчетов показывают полную аустенизацию стали, поэтому в табл. 3 дополнительно рассчитано равновесное содержание углерода в аустените $C_{\gamma\text{p}}$ на основе баланса углерода (8):

$$C_{\gamma\text{p}} = 0.6C_{\gamma\text{Fe}} + 0.4C_{\gamma\text{Fe}}$$

Табл. 3. Расчетные значения содержания углерода в аустените

Tabl. 3. Calculated values of carbon content in austenite

Тест	Содержание углерода в аустените, %					
	$C_{\gamma\text{Fe}}$ [3]	$C_{\gamma\text{Fe}}$ [3]	$C_{\gamma\text{p}}$ [3]	$C_{\gamma\text{Fe}}$	$C_{\gamma\text{Fe}}$	$C_{\gamma\text{p}}$
1	0.623	0.299	0.49	0.487	0.345	0.43
2	0.467	0.398	0.44	0.436	0.420	0.43
3	0.43	0.43	0.43	0.43	0.43	0.43

Из данных табл. 3 видно, что в предложенной новой модели гомогенизации сохраняется баланс углерода в аустените при любой степени гомогенизации. В то же время в модели-прототипе с уменьшением степени гомогенизации равновес-

ное содержание углерода в аустените все сильнее отклоняется от равновесного содержания углерода в стали. Такое нефизичное поведение модели-прототипа приводит к занижению оценки уровня гомогенизации.

Выводы о погрешности степени гомогенизации в модели-прототипе, основанные на балансе углерода, были дополнительно подтверждены регрессионным анализом твердости высоко- и низкоуглеродистого мартенсита. Для рассматриваемых образцов, подвергнутых интенсивному охлаждению после нагрева, данные о твердости представлены в работе [3]. Например, значения твердости 827 и 717 HV для высоко- и низкоуглеродистого мартенсита для теста 1 лучше согласуются с содержанием углерода $C_{\gamma Fe}$ и $C_{\gamma Fe}$ [16], рассчитанным по новой модели, что свидетельствует о ее большей точности по сравнению с прототипом.

В табл. 4 приведено сравнение экспериментальных и расчетных значений размера аустенитного зерна в конце стадии нагрева.

Табл. 4. Сравнение экспериментальных и расчетных размеров аустенитного зерна

Table 4. Comparison of experimental and calculated austenite grain sizes

Тест	Размер аустенитного зерна, мкм		
	Эксперимент	Расчет [3]	Расчет
1	–	–	6.0
2	9.5	7.0	7.5
3	19.0	18.3	19.5

Расчетные значения размера аустенитного зерна для различных условий нагрева по обеим моделям хорошо согласуются с экспериментальными данными с учетом экспериментальной погрешности измерения (до 2.5 мкм [3]). В тесте 3 наблюдается увеличенное расчетное значение размера аустенитного зерна, которое было получено за счет расширения длительности расчета этапа нагрева до достижения температуры $\theta_{кн}$ при охлаждении. В тесте 2 расширение длительности расчета этапа нагрева не оказало значительного влияния на размер аустенитного зерна, так как нагрев осуществлялся до меньшей температуры.

Выводы и заключение. Разработана модель для расчета фазовых преобразований при быстром нагреве сталей, позволяющая реалистично

описывать кинетику аустенизации, гомогенизации и роста аустенитного зерна. За основу модели аустенизации взята модель, предложенная французскими исследователями, и предложена новая модель гомогенизации.

Модель применена к температурным кривым расчетных и дилатометрических экспериментов при высоких температурных градиентах, представленных в оригинальных работах французских исследователей [1]–[3]. Сравнение с приведенными экспериментальными данными и результатами расчетов модели-прототипа показывает хорошее совпадение в отношении прогнозируемой аустенитной структуры и размера зерна вдоль радиуса.

Расчет содержания углерода по предлагаемой модели существенно отличается от модели-прототипа, в которой алгоритм определения степени гомогенизации основан на эмпирическом графике, построенном в узком интервале скоростей нагрева специально для стали XC42. В новой модели заложено условие баланса углерода, что обеспечивает ее более высокую адекватность и универсальность при применении в широком диапазоне скоростей нагрева. Это значительно расширяет область ее использования, включая процессы лазерной и индукционной закалки, а также фазовые превращения, происходящие при сварке. Кроме того, новая модель характеризуется повышенной гибкостью и легче адаптируется для расчета гомогенизации доэвтектоидных сталей с разным химическим составом.

Разработанная модель расчета фазовых превращений при нагреве значительно расширяет возможности анализа и прогнозирования этих процессов. Уникальная ее черта – учет степени гомогенизации, что выгодно отличает ее от существующих моделей, применяемых для анализа термообработки [17], [18]. Это позволяет повысить точность и качество последующего расчета фазовых превращений при охлаждении, которые будут подробно рассмотрены во второй части статьи.

С помощью представленной здесь модели фазовых превращений авторы планируют модернизировать свою численную модель для определения мощности и времени при индукционной закалке [19].

Список литературы

1. Farias D., Denis S., Simon A. Modélisation des transformations de phases des aciers en cycles thermiques rapides // Laser de Puissance et Traitements des

Matériaux, École de Printemps CNRS-EPFL, Presses Polytechniques et Universitaires Romandes, Sireuil, 1991. URL: https://books.google.ru/books/about/Laser_de_puis

sance_et_traitements_des_ma.html?id=6TRkCl8aF5sC&redir_esc=y (дата обращения: 24.07.2025)

2. Farias D., Denis S., Simon A. Modeling of phase transformations during fast heating and cooling in steel // *Key Engin. Materials*. 1990. Vol. 46–47. P. 139–152. doi: 10.4028/www.scientific.net/KEM.46-47.139

3. Denis S., Farias D., Simon A. Mathematical model coupling phase transformations and temperature evolution in steel // *ISIJ International*. 1992. Vol. 32, no. 3. P. 316–325. doi: 10.2355/isijinternational.32.316.

4. Иванов Д. Г., Кундас С. П. Моделирование структурных превращений в стальных деталях при индукционной закалке // *Информатика*. 2009. № 1(21). С. 48–58.

5. Яэкуби М., Кчау М., Даммак Ф. Моделирование термической обработки и материалов с использованием программного комплекса Abaqus // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2013. № 7 (697). С. 41–48.

6. Durand D., Durban C., Girot F. Coupled phenomena and modeling of material properties in quench hardening following inductive heating of the surface // *Intern. Induction Heat Treating Symp.* Indiana: Indianapolis, 1997. P. 855–863.

7. Кидин И. Н. Фазовые превращения при ускоренном нагреве стали. М.: Металлургиздат. 1957. 93 с.

8. Avrami M. Kinetics of phase change. I. general theory // *J. of Chem. Phys.* 1939. Vol. 7, no. 12. P. 1103–1112.

9. Orlich J., Rose A., Wiest P. Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle Zeit-Temperatur-Austenitisierung-Schaubilder. Dusseldorf: Verlag Stahleisen M.B.H., 1973. Vol. 3. 264 p.

10. Orlich J., Pietrzeniuk H. J. Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle, Zeit-Temperatur-Austenitisierung-Schaubilder 2. Teil. Dusseldorf: Verlag Stahleisen M. B. H., 1976. Vol. 4. P. 282.

11. Rios P. R. Relationship between non-isothermal transformation curves and isothermal and non-isothermal kinetics // *Acta Materialia*. 2005. Vol. 53(18). P. 4893–4901. doi: 10.1016/j.actamat.2005.07.005.

12. Geijselaers H. G. M. Numerical simulation of stresses due to solid state transformation: The simulation of laser hardening. Thesis University of Twente, Enschede. 2003.

13. Andrews K. Empirical formulae for the calculation of some transformation temperatures // *J. of the Iron and Steel Institute*. 1965. Vol. 203. Part 7. P. 721–727.

14. Trzaska J., Dobrzański L. A. Modelling of CCT diagrams for engineering and constructional steels // *J. of Materials Proc. Technol.* 2007. Vol. 192–193. P. 504–510. doi: 10.1016/j.jmatprotec.2007.04.099.

15. Austenite grain growth of steels during thermal cycles / H. Ikawa, S. Shin, H. Oshige, Yu. Mekuchi // *Trans. Jap. Welding Soc.* 1977 Vol. 8, no. 2. P. 46–51.

16. Krauss G. Steels: Processing, structure, and performance. Ohio: ASM International. 2015. 682 p.

17. Orazi L., Rota A., Reggiani B. Experimental investigation on a novel approach for laser surface hardening modelling // *Intern. J. of Mechan. and Materials Engin.* 2021. Vol. 16, art. 2. P. 1–10. doi: 10.1186/s40712-020-00124-0.

18. A rapid, open-source CCT predictor for low alloy steels, and its application to compositionally heterogeneous material / J. Collins, M. Piemonte, M. Taylor, J. Fellows, E. Pickering // *Metals*. 2023. Vol. 13, no. 7. Art. 1168. P. 1–34. doi: 10.3390/met13071168.

19. Численная модель индукционного нагрева под закалку с учетом процесса аустенизации в углеродистых сталях / Ф. В. Чмиленко, И. И. Растворова, А. А. Сафронов, Ю. Ю. Перевалов, В. Е. Парменов // *Изв. СПбГЭТУ «ЛЭТИ»*. 2025. Т. 18, № 2. С. 61–72. doi: 10.32603/2071-8985-2025-18-2-61-72.

Информация об авторах

Парменов Вячеслав Евгеньевич – ассистент кафедры электротехнологической и преобразовательной техники СПбГЭТУ «ЛЭТИ».

E-mail: parmenov.slava@yandex.ru

<https://orcid.org/0009-0004-3149-4418>

Чмиленко Федор Викторович – д-р техн. наук, профессор кафедры электротехнологической и преобразовательной техники СПбГЭТУ «ЛЭТИ».

E-mail: tchfv@mail.ru

<https://orcid.org/0000-0001-6223-9250>

Перевалов Юрий Юрьевич – канд. техн. наук, доцент кафедры электротехнологической и преобразовательной техники СПбГЭТУ «ЛЭТИ».

E-mail: yuyperevalov@yandex.ru

<https://orcid.org/0000-0001-8703-7815>

Растворова Ирина Ивановна – д-р техн. наук, доцент, зав. кафедрой электронных систем. Санкт-Петербургский горный университет императрицы Екатерины II, Васильевский остров, 21 линия, д. 2, Санкт-Петербург, 199106, Россия.

E-mail: Rastvorova_I@pers.spmi.ru

<https://orcid.org/0000-0003-1196-7463>

Сафронов Алексей Анатольевич – чл.-корр. РАН, д-р техн. наук, профессор, зав. отделением плазменных устройств и технологий. Институт электрофизики и электроэнергетики Российской академии наук (ИЭЭ РАН), Дворцовая наб., д. 18 Санкт-Петербург, 191181, Россия.
E-mail: 9932553@mail.ru

Вклад авторов

Парменов В. Е. – разработка модели гомогенизации; аппроксимация диаграмм и температурных кривых; анализ результатов; иллюстрирование и инфографика; написание исходного текста, перевод.

Чмиленко Ф. В. – научное руководство; реализация модели-прототипа; алгоритм модели нагрева; написание исходного текста; итоговые выводы.

Перевалов Ю. Ю. – постановка задачи; кинетика фазовых преобразований; проведение вычислительных экспериментов; итоговые выводы.

Растворова И. И. – концепция исследования; максимальные доли преобразующихся фаз; доработка исходного текста; итоговые выводы.

Сафронов А. А. – развитие методологии; исследование моделей роста аустенитного зерна; доработка исходного текста; итоговые выводы.

References

1. Farias D., Denis S., Simon A. Modélisation des transformations de phases des aciers en cycles thermiques rapides // *Laser de Puissance et Traitements des Matériaux*, École de Printemps CNRS-EPFL, Presses Polytechniques et Universitaires Romandes, Sireuil, 1991. URL: https://books.google.ru/books/about/Laser_de_puissance_et_traitements_des_ma.html?id=6TRkCl8aF5sC&redir_esc=y (data obrashheniya: 24.07.2025)
2. Farias D., Denis S., Simon A. Modeling of phase transformations during fast heating and cooling in steel // *Key Engin. Materials*. 1990. Vol. 46–47. P. 139–152. doi: 10.4028/www.scientific.net/KEM.46-47.139
3. Denis S., Farias D., Simon A. Mathematical model coupling phase transformations and temperature evolution in steel // *ISIJ Intern.* 1992. Vol. 32, no. 3. P. 316–325. doi: 10.2355/isijinternational.32.316.
4. Ivanov D. G., Kundas S.P. Modelirovanie strukturnykh prevrashhenij v stal'nykh detaljah pri indukcionnoj zakalke // *Informatika*. 2009. № 1(21). S. 48–58. (In Russ.).
5. Jajekubi M., Kchau M., Dammak F. Modelirovanie termicheskoy obrabotki i materialov s ispol'zovaniem programnogo kompleksa Abaqus // *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*. 2013. № 7 (697). S. 41–48. (In Russ.).
6. Durand D., Durban C., Girot F. Coupled phenomena and modeling of material properties in quench hardening following inductive heating of the surface // *Int. Induction Heat Treating Symp.* Indiana: Indianapolis, 1997. P. 855–863.
7. Kidin I. N. Fazovye prevrashheniya pri uskorennoy nagreve stali. M.: Metallurgizdat. 1957. 93 s. (In Russ.).
8. Avrami M. Kinetics of phase change. I. General theory // *J. of Chem. Phys.* 1939. Vol. 7, no. 12. P. 1103–1112.
9. Orlich J., Rose A., Wiest P. Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle Zeit-Temperatur-Austenitisierung-Schaubilder. Dusseldorf: Verlag Stahleisen M. B. H., 1973. Vol. 3. 264 p.
10. Orlich J., Pietrzeniuk H. J. Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle, Zeit-Temperatur-Austenitisierung-Schaubilder 2. Teil. Dusseldorf: Verlag Stahleisen M. B. H., 1976. Vol. 4. P. 282.
11. Rios P. R. Relationship between non-isothermal transformation curves and isothermal and non-isothermal kinetics // *Acta Materialia*. 2005. Vol. 53(18). P. 4893–4901. doi: 10.1016/j.actamat.2005.07.005.
12. Geijselaers H. G. M. Numerical simulation of stresses due to solid state transformation: The simulation of laser hardening. Thesis University of Twente, Enschede. 2003.
13. Andrews K. Empirical formulae for the calculation of some transformation temperatures // *J. of the Iron and Steel Institute*. 1965. Vol. 203. Part 7. P. 721–727.
14. Trzaska J., Dobrzański L. A., Modelling of CCT diagrams for engineering and constructional steels // *J. of Materials Proc. Technol.* 2007. Vol. 192–193. P. 504–510. doi: 10.1016/j.jmatprotec.2007.04.099.
15. Austenite grain growth of steels during thermal cycles / H. Ikawa, S. Shin, H. Oshige, Yu. Mekuchi // *Trans. Jap. Welding Soc.* 1977 Vol. 8, no. 2. P. 46–51.
16. Krauss G. Steels: Processing, structure, and performance. Ohio: ASM Intern. 2015. 682 p.
17. Orazi L., Rota A., Reggiani B. Experimental investigation on a novel approach for laser surface hardening modelling // *Intern. J. of Mechan. and Materials Engin.* 2021. Vol. 16, art. 2. P. 1–10. doi: 10.1186/s40712-020-00124-0.
18. A rapid, open-source CCT predictor for low alloy steels, and its application to compositionally heterogeneous material / J. Collins, M. Piemonte, M. Taylor, J. Fellowes, E. Pickering // *Metals*. 2023. Vol. 13, no. 7. Art. 1168. P. 1–34. doi: 10.3390/met13071168.
19. Chislennaya model' indukcionnogo nagreva pod zakalku s uchetom processa austenizatsii v uglerodistykh stal'nykh detaljah / F. V. Chmiленko, I. I. Rastvorova, A. A. Safronov, Ju. Ju. Perevalov, V. E. Parmentov // *Izv. SPbGJeTU «LJeTI»*. 2025. T. 18, № 2. S. 61–72. doi: 10.32603/2071-8985-2025-18-2-61-72. (In Russ.).

Information about the authors

Vyacheslav E. Parmenov – assistant of the Departments of Electrotechnological and Transformational Engineering of Saint-Petersburg Electrotechnical University.

E-mail: parmenov.slava@yandex.ru

<https://orcid.org/0009-0004-3149-4418>

Fedor V. Chmilenko – Dr Sci. (Eng.), Professor of the Departments of Electrotechnological and Transformational Engineering of Saint Petersburg Electrotechnical University.

E-mail: tchfv@mail.ru

<https://orcid.org/0000-0001-6223-9250>

Yuriy Yu. Perevalov – Cand. Sci. (Eng.), Associate Professor of the Departments of Electrotechnological and Transformational Engineering of Saint-Petersburg Electrotechnical University.

E-mail: yyperevalov@yandex.ru

<https://orcid.org/0000-0001-8703-7815>

Irina I. Rastvorova – Dr Sci. (Eng.), Head of Department of Electronic Systems, Associate Professor of Saint Petersburg Mining University, 21st Line, 2, St. Petersburg, 199106, Russia.

E-mail: Rastvorova_I@pers.spmi.ru

<https://orcid.org/0000-0003-1196-7463>

Alexey A. Safronov – Corresponding Member, Russian Academy of Sciences, Dr Sci. (Eng.), Head of the department of Plasma Devices and Technologies. Professor of Institute for Electrophysics and Electric Power, Russian Academy of Sciences (IEE RAS), Dvorzovaya emb. 18, St. Petersburg, 191181, Russia.

E-mail: 9932553@mail.ru

Contribution of the authors

Parmenov V. E. – homogenization model development; diagrams and temperature curves approximation; results analysis; illustrations and infographics; writing the source text; translation.

Chmilenko F. V. – scientific guidance; implementation of the prototype model; heating model algorithm; writing the source text; final conclusions.

Perevalov Yu. Yu. – aim formulation; phase transformations kinetics; conducting computational experiments; final conclusions.

Rastvorova I. I. – research concept; maximum transformed phases proportions; source text revision; final conclusions.

Safronov A. A. – methodology development; austenite grain growth models research; source text revision; final conclusions.

Статья поступила в редакцию 08.09.2025; принята к публикации после рецензирования 30.09.2025; опубликована онлайн 28.11.2025.

Submitted 08.09.2025; accepted 30.09.2025; published online 28.11.2025.
