

DOI 10.5862/JEST.243.11

УДК 669.017:669.017.3:620.18:621.78

*Г.П. Анастасиади, С.Ю. Кондратьев, М.В. Сильников*

## **РОЛЬ ТЕРМОКИНЕТИЧЕСКИХ ДИАГРАММ РАСПАДА ПЕРЕОХЛАЖДЕННОГО АУСТЕНИТА ПРИ РАЗРАБОТКЕ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ**

*G.P. Anastasiadi, S.Yu. Kondratyev, M.V. Sil'nikov*

### **THE ROLE OF THERMO-KINETIC DIAGRAMS OF THE DECOMPOSITION OF OVERCOOLED AUSTENITE FOR THE DESIGN OF STRUCTURAL STEELS**

Показано значение диаграмм термокинетического превращения переохлажденного аустенита для разработки конструкционных сталей и технологических режимов термической обработки стальных деталей. Отмечен существенный вклад работников отраслевых научно-исследовательских организаций и машиностроительных предприятий Северо-Западного региона в исследование термокинетических диаграмм при разработке и освоении промышленной технологии производства высокопрочных и функциональных сталей, которые продемонстрировали необходимость тщательных исследований превращений переохлажденного аустенита. Показано, что вклад Северо-Западного региона России в исследование, разработку, производство и эксплуатацию новых металлических материалов – специальных сталей – весьма существенный, поскольку этот регион исторически был и остается ведущим исследовательским центром, сосредоточившим производство, научные исследования и подготовку научных кадров в области металлургии. Исследования и обобщения в области изучения термокинетических диаграмм сплавов железа с момента их публикации являются актуальными данными для научных работников, занимающихся созданием новых сталей и технологий их промышленного производства; они помогают специалистам, работающим на производстве, в их деятельности по обеспечению качества готовой продукции, а также чрезвычайно полезны для аспирантов и студентов металлургических специальностей, желающих приобрести квалификацию для работы в базовой отрасли экономики любой страны.

СТАЛИ И СПЛАВЫ; ДИАГРАММЫ ИЗОТЕРМИЧЕСКОГО И ТЕРМОКИНЕТИЧЕСКОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ ПЕРЕОХЛАЖДЕННОГО АУСТЕНИТА; ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА; МИКРОСТРУКТУРА; ФАЗОВЫЙ СОСТАВ; МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА.

The role and the relevance of creating diagrams of isothermal and thermo-kinetic transformation of supercooled austenite during the design of technological regimes of steel heat treatment have been investigated. It is shown that the studies of institutes and industrial enterprises of the Northwestern region of the country are of great importance for metallurgy. We have proved the need for a thorough examination of the transformation of supercooled austenite, and also systematized and generalized experimental data on the diagrams almost for all groups of steels and titanium alloys. Specific examples of the necessity of thermo-kinetic steel transformation diagrams for critical production tasks are given.

STEELS AND ALLOYS; DIAGRAMS OF ISOTHERMAL AND THERMO-KINETIC TRANSFORMATION OF OVERCOOLED AUSTENITE; HEAT TREATMENT; MICROSTRUCTURE; PHASE COMPOSITION; MECHANICAL PROPERTIES.

Более 50 лет назад В.Д. Садовский и А.А. Попов сформулировали тезис о роли и месте диаграмм изотермического (и термокинетического) превращения переохлажденного аустенита при разработке технологических режимов термической обработки стали: «Диаграммы кинетики изотермического распада переохлажденного аустенита являются в настоящее время такой же важной и необходимой характеристикой стали как химический состав, данные о положении критических точек, чувствительность к перегреву, прокаливаемость и т.д. Технологическое значение кинетических диаграмм чрезвычайно разнообразно. Они не только дают общее представление о поведении той или иной стали при охлаждении из аустенитного состояния, о возможных в данной стали типах превращения аустенита, но и непосредственно используются при разработке широкой номенклатуры режимов термической обработки» [1].

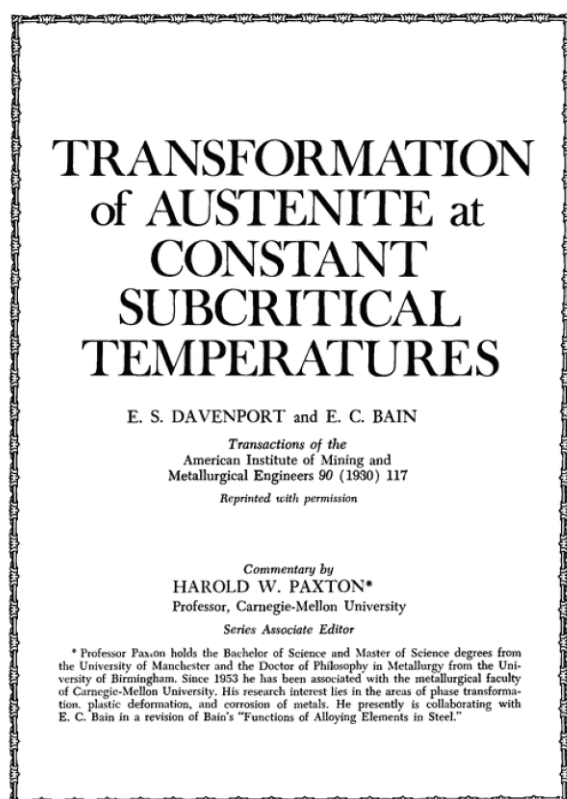


Рис. 1. Первая страница публикации Davenport E.S., Bain E.C. [2] (приведена в журнале Metallurgical Transactions. 1970. Vol. 1, Iss. 12. P. 3479)

Принято считать, что исследованиям распада переохлажденного аустенита дала старт публикация: Davenport E.S., Bain E.C. Transformation of Austenite at Constant Subcritical Temperature // Trans. AIME. 1930. Vol. 90. P. 117–154 [2] (рис. 1).

H.W. Paxton [3] в комментариях к перепечатке публикации Davenport E.S., Bain E.C. отмечает, что изучение фазовых превращений в стали началось с доклада Д.К. Чернова в июле 1868 года в Императорском русском техническом обществе [4], который был опубликован в Великобритании в 1880 году [5]. Дополнительно H.W. Paxton отмечает особенности восприятия технических достижений в научной среде: «It is always difficult in a review such as to decide when “history begins!”. Since an arbitrary choice is unavoidable, we shall select the paper of Tchernoff, read before the Imperial Russian Technical Society in 1868, and published in English in 1880, in which he showed that steel cannot be hardened unless it is heated above a temperature *a* <точка *b* Чернова>.» («Всегда трудно в таких обзорах, как этот, решить, когда «история начиналась». Произвольный выбор неизбежен, мы выберем доклад Чернова, прочитанный перед Императорским русским техническим обществом в 1868 году и опубликованный в Англии в 1880 году, в котором он показал, что сталь не может быть упрочнена без нагрева выше точки *b* Чернова»).

Кроме того, изучение работ Д.К. Чернова показывает, что фактически ему было понятно, что превращения в стали при закалке можно контролировать по температуре охлаждающей среды. В статье «О приготовлении стальных броневых снарядов» (Сообщение в Императорском русском техническом обществе, 10 мая 1885 г.) [6] Д.К. Чернов проводит анализ влияния изотермической закалки стали, содержащей 0,80 % С, 0,20 % Si, 0,40 % Mn, в нагретом до 150–300 °С масле. Это вызывает искреннее удивление, поскольку температура начала мартенситного превращения этой стали ( $M_s$ ), равная  $M_s = 210–250$  °С, очевидно, была еще неизвестна в 1885 году. Одновременно автором проводились измерения длины образцов (с точностью, судя по приведенным значениям, 0,0005 дюйма, или 0,013 мм) для оценки изменения объема. Это было, по-

видимому, первое применение изотермической закалки стали; по-существу, Davenport E.S. и Bain E.C. провели в 1920-х годах такие же исследования с применением нового оборудования, в том числе дилатометров и рентгеновского анализа.

Основную часть своих исследований Д.К. Чернов провел на Обуховском заводе, построенном на самом современном по тому времени уровне, включая мартеновскую выплавку стали, и введенном в действие в 1863 году, где специально для его исследований была создана испытательная и исследовательская база. Одновременно в Северо-Западном регионе России в это время функционировали еще два предприятия, производившие высококачественную металлопродукцию — Ижорский и Путиловский заводы.

В начале XX века в России были организованы два научно-исследовательских центра в области металлургии: в 1912 году в Санкт-Петербурге основан исследовательский центр с современным названием «Центральный научно-исследовательский институт материалов», а в 1938 году основан еще один исследовательский центр с современным названием «ЦНИИ конструкционных материалов «Прометей» имени И.В. Горынина» [7].

Подготовку научных кадров и специалистов по металлургии вели известные в стране высшие учебные заведения Санкт-Петербурга: Политехнический институт, Горный институт, Технологический институт.

Особенностью предыдущего этапа развития исследований металлургии в области высококачественных сталей было наличие в Северо-Западном регионе головных отраслевых научно-исследовательских институтов и производственных предприятий по видам техники. Они оснащались при любых сложных ситуациях в экономике современным исследовательским оборудованием, соответствовавшим требованиям мирового уровня. Это и обеспечивало сохранение в стране мирового уровня научных исследований в металлургии.

В настоящее время в Северо-Западном регионе функционируют несколько современных центров разработки и промышленного производства высококачественных сталей ответствен-

ного назначения; они выполняют исследования, разработку и сопровождение контроля качества, а также эксплуатации новых и применяемых в различных отраслях сталей. Важное место в этой деятельности занимает анализ кинетики фазовых превращений и обусловленных ими механических свойств, а также работоспособности деталей в различных эксплуатационных условиях.

В связи с разработкой и освоением приборов нового поколения для исследования фазовых превращений и структуры (дилатометры, рентгеноспектральные микроанализаторы, электронные микроскопы и др.), а также применением современной компьютерной техники для проектирования и автоматического управления процессами проведения научно-исследовательских работ значение изучения термокинетических диаграмм существенно повышается. Сложность назначения правильных режимов термической обработки в производстве стальных заготовок тяжело нагруженных деталей изделий, работающих в условиях разнообразных режимов внешнего воздействия (растяжение—сжатие, ударный изгиб, изменение рабочей температуры и др.), обусловлена многообразием и неявными механизмами действия различных по физико-химической природе факторов, определяющих конечную структуру деталей. К ним относятся:

- 1) химический состав стали, включая легирующие элементы и контролируемые в процессе производства вредные примеси (в основном, фосфор и сера);
- 2) неконтролируемые при производстве примеси (без специальных указаний в технических условиях) — кислород, водород, азот, металлические элементы, не входящие в технические требования к химическому составу стали;
- 3) химический состав аустенита, температура и способ нагрева заготовки;
- 4) термомеханическая «история» производства заготовки, которая определяет физико-химические характеристики аустенита перед окончательной термической обработкой, включающей различные сочетания режимов нагрева и охлаждения.

Большое число действующих факторов, как контролируемых в процессе производства, так и не подвергающихся контролю, приводит к веро-

ятностному характеру показателей структуры стали, образующейся в процессе превращения переохлажденного аустенита. Действующими факторами, влияющими на структуру, механические свойства и работоспособность стальных деталей, являются параметры, относящиеся к различным показателям технологии производства и контроля качества металлургической продукции: 1) величина зерна и температура нагрева; 2) горячая пластическая обработка; 3) напряжения и деформации; 4) способ нагрева; 5) места вырезки образцов по сечению слитка; 6) предварительная гомогенизация стали после отливки заготовок и обработки давлением для получения более равновесной структуры.

Оценка влияния этих факторов на качество заготовок является необходимой, а в ряде случаев — обязательной составляющей технологии производства ответственных крупногабаритных стальных деталей. Актуальность таких исследований значительно возрастает вследствие повышения технических требований к деталям машин и оборудования по уровню рабочих температур, величине механической нагрузки, длительности рабочих циклов и др. В связи с большими возможностями нового поколения исследовательского оборудования, позволяющего изучать с высоким разрешением и точностью процессы фазовых превращений, повышается также их техническая результативность на разных стадиях технологии производства. Недостаточное внимание к применению современных методов исследования для контроля качества и мониторинга эксплуатации стальных изделий, служащих основой большинства машин и механизмов ответственного назначения, недопустима, ибо анализ современных исследований по применению металлических материалов для эксплуатации в расширяющемся интервале условий работы показал: усложняющийся вид механической нагрузки; разнообразие агрессивных рабочих сред; повышение ущерба от чрезвычайных ситуаций в связи с возможным непрогнозируемым разрушением оборудования; необходимость контроля и мониторинга процесса эксплуатации и др.

Перед назначением конструкционного материала для изготовления конкретного изделия из стали предварительно должно быть проведе-

но изучение влияния на формирование структуры (а следовательно, на различные свойства материала) основных действующих факторов: величины зерна и температура нагрева; горячей пластической обработки; напряжений и деформаций; способа нагрева; мест вырезки образцов по сечению слитка; предварительной гомогенизации стали после отливки заготовок и обработки давлением для получения более равновесной структуры перед термической обработкой.

Этот анализ необходимо проводить комплексно с учетом всех перечисленных факторов. В научной литературе, как правило, рассматривается только их часть в соответствии с целью исследования. Так, например, в монографии С.С. Дьяченко [8] исследовано влияние на характеристики образующегося при нагреве аустенита применительно к термической обработке стали 20 (0,20 масс.% C;  $A_{c1} = 735^\circ\text{C}$ ,  $A_{c3} = 850^\circ\text{C}$ ) таких основных параметров структуры стали, как концентрация и состояние дефектов ферритно-перлитной смеси, степени предшествующей термообработке деформации; формы перлита; термической истории (закалка, закалка и отпуск, холодная деформация различной степени). Показано, что при скорости нагрева 40 К/с, температуре нагрева  $750^\circ\text{C}$  и времени выдержки 24 мин количество образующегося аустенита достигает наибольшего значения, и в случае исходной структуры зернистый перлит составляет ~ 24 об.%, а для стали со степенью холодной деформации прокаткой 50 % — около 50 об.% аустенита, т.е. увеличивается примерно в 2 раза. Время выдержки до начала образования аустенита составляет соответственно 12 минут для зернистого перлита и 1 мин для стали, деформированной прокаткой на 50 %. Таким образом, в [8] установлено существенное влияние исходной структуры стали на кинетику образования аустенита при нагреве под закалку.

В работе [9] исследовали фазовые превращения при закалке тонколистовой стали 0,4C-1,0Cr-1,0Ni-1,5Si-0,5Mo (масс.%) с построением термокинетических диаграмм превращения переохлажденного аустенита dilatометрическим методом. Установлено, что при одинаковой температуре нагрева  $880^\circ\text{C}$  параметры диаграмм для стали разных плавок значительно различа-

ются (кроме температуры начала мартенситного превращения  $M_n = 300\text{ }^{\circ}\text{C}$ ):

1) время начала превращения по I-ступени составляет 400–900 с при одинаковой температуре начала превращения  $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ ;

2) время начала превращения по II-ступени составляет 150–400 с при температурах начала превращения  $400\text{--}520\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

Данные работ [8–11] свидетельствуют о большом разбросе базовых показателей времени и температуры, определяющих процесс распада переохлажденного аустенита и, как следствие, характер формирующейся структуры стали и сплавов при закалке.

В настоящее время анализ термомеханической «истории» процесса металлургического производства стальной заготовки перед проведением окончательной термической обработки с контролируемыми режимами образования аустенита при нагреве и его распада при отпуске является обязательным этапом разработки технологии. При этом технология окончательной термообработки должна обеспечивать выполнение повышающихся технических требований к комплексу взаимно связанных механических свойств, которые характеризуются показателями прочности и пластичности, а также к работоспособности стальных деталей в составе машин, механизмов и конструкций ответственного назначения.

Следует отметить, что за рубежом при назначении режимов термической обработки деталей исследование структуры стали после термокинетического распада аустенита и последующего отпуска также является обязательным. При этом анализируются все основные технологические операции и их параметры, которые могут влиять на процесс формирования окончательной структуры материала [12–22], а именно:

термомеханическая «история» — Thermomechanical History (указываются основные параметры технологии производства заготовки — фактический химический состав стали в заготовке, ее размеры, режимы нагрева и охлаждения, степени деформации);

условия аустенитизации структуры, закалки и отпуска — Austenitising Conditions (режимы на-

грева и охлаждения, размер зерна аустенита при первой и повторной закалке, режимы проведения первого и последующего отпуска).

В [13] авторы отмечают, что ключом к успешному прогнозированию результатов термообработки служат информация о зависимости характеристик материала от предварительной структуры и температурного режима нагрева и непрерывного охлаждения, а также наличие широкой базы накопленных данных по превращениям переохлажденного аустенита. В этой работе подробно изучено влияние деформации при  $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$  со степенями обжатия 0,30 и 60 % на термокинетические диаграммы низколегированных сталей, содержащих C, масс. %: 0,30–0,50; 1,0–1,4; 0,13; а также стали 0,32C-1,5Cr-1,5Ni-0,13Mo. Установлено, что в интервале скоростей охлаждения 0,04–1,00 К/с деформация подавляет ферритно-перлитное превращение и переводит сталь в режим закалки с образованием бейнитно-мартенситной структуры.

В работе [14] исследовали влияние деформации 35 % со скоростью  $1\text{ с}^{-1}$  на параметры превращения переохлажденного аустенита в стали 51ХГФ. Превращение исследовали на dilatометре при скорости охлаждения 0,04–38 К/с. Показано, что для деформации величиной 35 % время начала распада переохлажденного аустенита по I-й ступени уменьшается со 100 с до 30 с, а для бейнитного распада практически не изменяется по сравнению с недеформированным состоянием. После охлаждения со скоростями меньше 1 и больше 5 К/с твердость стали с исходной и предварительно деформированной структурами одинакова и составляет соответственно  $300\text{ HV}_{30}$  и  $650\text{ HV}_{30}$ , однако в узком интервале скоростей охлаждения 1–5 К/с твердость предварительно деформированного образца значительно ниже: различие в твердости составляет 100–200  $\text{HV}_{30}$ , что определяется соотношением структурных составляющих. Таким образом, в массивных стальных заготовках всегда есть промежуточная зона металла, в которой после закалки твердость изменяется от наибольшей (характерной для поверхности) до наименьшей (соответствующей основному объему металла). Структурно эта зона находится между верхним бейнитом и мартенситом. В таких случаях по-



строение термокинетической диаграммы является необходимым, поскольку именно совместные оценка количества структурных составляющих, тепловой расчет охлаждения при закалке и экспериментальные исследования состояния заготовки позволяют проектировать режим закалки стали определенного состава для конкретной детали.

В исследовании [15] для описания термокинетических диаграмм распада переохлажденного аустенита применена нейронная статистическая нелинейная модель, заимствованная из биологии. Для создания модели термокинетического распада переохлажденного аустенита использованы около 400 диаграмм низколегированных сталей с общим содержанием легирующих элементов не более 5 масс.% в интервалах концентраций: 0,08–0,77 C; 0,13–2,04 Mn; 0,12–1,90 Si; 0–2,08 Cr; 0–3,65 Ni; 0–1,24 Mo; 0–0,36 V; 0–0,30 Cu; 0–0,07 Al; температура аустенитизации составляла 850–1350 °C. Уравнения регрессии составлены для доли структурных составляющих и твердости сталей. Этот метод, по-видимому, эффективен для применения в образовательных программах, поскольку за его пределами остаются важные параметры технологии, относящиеся к термомеханической «истории» производства стальных заготовок, такие, как масса, метод производства исходного слитка, процессы непрерывной трансформации структуры при последовательных нагревах и формообразующей деформации, металлографическое описание и контроль структуры в производстве и др.

Современная методика разработки технологии термообработки крупных заготовок из легированных сталей включает обязательное построение термокинетической диаграммы для конкретной заготовки с использованием вырезанных из нее образцов-свидетелей для дилатометрического исследования. Такие образцы отражают термомеханическую «историю» конкретной заготовки и индивидуальные особенности формирования в ней структуры на последовательных этапах — от начала разлива до окончательной термической обработки — для получения свойств, заявленных в технических требованиях.

Влияние действующих факторов, обусловленных технологией производства стальных за-

готовок, на структуру продуктов распада переохлажденного аустенита разнообразно. В частности, показано, что для заготовок с одной термомеханической «историей» данные о влиянии температуры нагрева и размера зерна аустенита, полученные разными исследователями, аналогичны [23–28]. Это обусловлено увеличением размера зерна с ростом температуры аустенитизации и повышением стабильности переохлажденного аустенита при изотермическом превращении по 1-й ступени и снижением его стабильности по 2-й ступени, по крайней мере в среднеуглеродистых низколегированных сталях. Положение кривых начала и окончания изотермического превращения существенно зависит от места изготовления образцов в крупных слитках массой 1200 и 4500 кг [25]. Время начала превращения для среднеуглеродистой низколегированной стали в различных зонах слитка может изменяться по 1-й ступени в 3–20 раз, а по 2-й ступени — в 3–5 раза, что вызывает существенные различия в соотношении структурных составляющих — феррита, перлита, бейнита и мартенсита. Следствием перечисленных факторов является значительный разброс результирующего показателя термической обработки — комплекса механических свойств стали. Особенно это относится к крупным заготовкам деталей, в которых исключить или уменьшить этот разброс можно только при индивидуальном подходе к определению режима их термической обработки с построением термокинетической диаграммы для каждой заготовки.

Данные, приведенные в справочниках и в нормативно-технических документах производственного и отраслевого характера, отражающие накопленный опыт исследователей и практиков, оказывают большую помощь металлургам и технологам при разработке режимов термической обработки деталей с целью получить заданный уровень механических свойств. Они позволяют прогнозировать химический состав опытных плавок с заданным уровнем механических свойств, в том числе многокомпонентных сложнолегированных специальных сталей — высокопрочных, жаропрочных, инструментальных и др. При этом можно учитывать и возможность имеющегося на предприятии термического оборудо-



дования, габариты заготовок, предыдущую технологическую «историю» и др. Анализ диаграмм превращения переохлажденного аустенита позволяет понять и причины возможного брака изделий, возникающего при термической обработке; открывает возможность корректировки технологии для повышения качества изделий, снижения трудоемкости производства.

Методика проведения подготовительной исследовательской работы при разработке режимов термической обработки изделия должна учитывать влияние на распад переохлажденного аустенита всех основных этапов производства, влияющих на конечную структуру заготовки после термической обработки:

кристаллизацию слитка после разливки, определяемую его массой и способом производства (применение изложниц, непрерывной разливки и т.д.), которые параметрически задают размер дендритной структуры и первичного аустенитного зерна;

последующие нагревы и охлаждения в процессе обработки давлением, которые обычно проводятся до температуры выше температуры превращения  $\alpha \rightarrow \gamma$  и сопровождаются дроблением первичной дендритной структуры и формированием нового зерна аустенита, зависящего от режима термомеханической обработки;

условия образования и распределения зерна аустенита и продуктов его распада по сечению слитка при нагреве и охлаждении, определяющие степень неоднородности структуры.

Основная проблема при термомеханической обработке стальных слитков — техническая невозможность надежно оценить влияние исходной неоднородности материала на параметры термокинетической диаграммы распада переохлажденного аустенита при окончательной термообработке в связи с нестационарным ре-

жимом нагрева—охлаждения и неоднородным полем деформаций в объеме слитка при термомеханической обработке. Термокинетические диаграммы близких по химическому составу сталей могут существенно различаться (в пределах порядка величины) по основным показателям — времени начала превращения переохлажденного аустенита по первой и второй ступеням, определяющим переход процесса распада от перлитного к бейнитному и далее к мартенситному превращению с кардинальными изменениями механических свойств и работоспособности стали. Вероятными причинами разброса времени начала превращения в слитке стали являются трудно контролируемая термомеханическая «история» формирования структуры слитка в конкретном объеме на разных стадиях металлургического производства и связь с местом вырезки образцов, особенно в массивных заготовках. В настоящее время не представляется возможным производить назначение режима закалки и отпуска заготовок ряда ответственных деталей при их окончательной термической обработке, используя термокинетическую диаграмму, построенную по образцам, изготовленным из пробных брусков или той же партии заготовок. Необходимо получать диаграмму из материала каждой заготовки с определенным дублированием данных.

При разработке режимов термической обработки конкретных деталей необходимо учитывать вероятностный характер процессов трансформации исходной литой структуры слитка в сложных термодинамических условиях термомеханической «истории». Эти трансформации вызываются тепловыми и деформационными процессами, которые, с одной стороны, стабилизируют химическую микрон неоднородность легированной стали в крупных исходных заго-

Таблица 1

Фактический химический состав стали 40XCHM исследованных плавок

Номер плавки	Содержание химических элементов, масс. %									$T, ^\circ\text{C}$	
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	$A_{c1}$	$A_{c3}$
1	0,43	1,40	0,51	0,010	0,003	1,32	1,30	0,36	0,16	765	815
2	0,41	1,36	0,43	0,010	0,004	1,11	1,05	0,42	0,20		

Таблица 2

**Параметры кинетики превращения переохлажденного аустенита в стали 40ХСНМ, определенные по дилатометрическим кривым**

Скорость охлаждения, К/с	Температура распада по 1-й ступени, °С		Температура распада по 2-й ступени, °С		Время начала распада, с	
	Начало	Окончание	Начало	Окончание	1-я ступень	2-я ступень
0,05	720–730	650	450	330	3000	8500
0,1	706–715	620–630	—	—	1800	4000
0,2	688–715	626–629	427–456	320–329	900	2000
0,3	—	—	368–451	279–310	600–800	1500
0,5	—	—	357–450	300–310	400–500	800
1,0	—	—	357–445	293–310	—	400
2,0	—	—	397	279	—	250 (min)
3,0	—	—	—	—	—	150 (min)

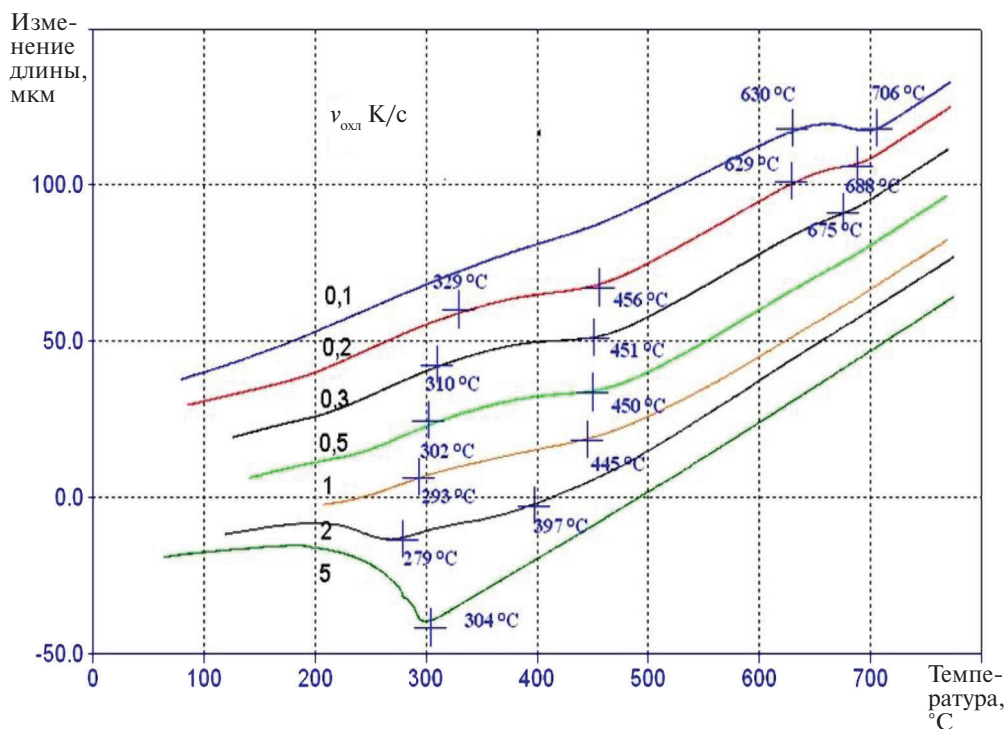


Рис. 2. Изменение длины стали 40ХСНМ (образец 1 плавки 2) при дилатометрическом исследовании. Охлаждение образца со скоростью 0,1–5 К/с

товках, с другой, — на уровне аустенитного зерна формируют продукты распада переохлажденного аустенита в соответствии с его исходным неоднородным составом.

Современный подход к разработке технологии термической обработки стали предполагает применение нового исследовательского оборудования, оснащенного вычислительными ком-



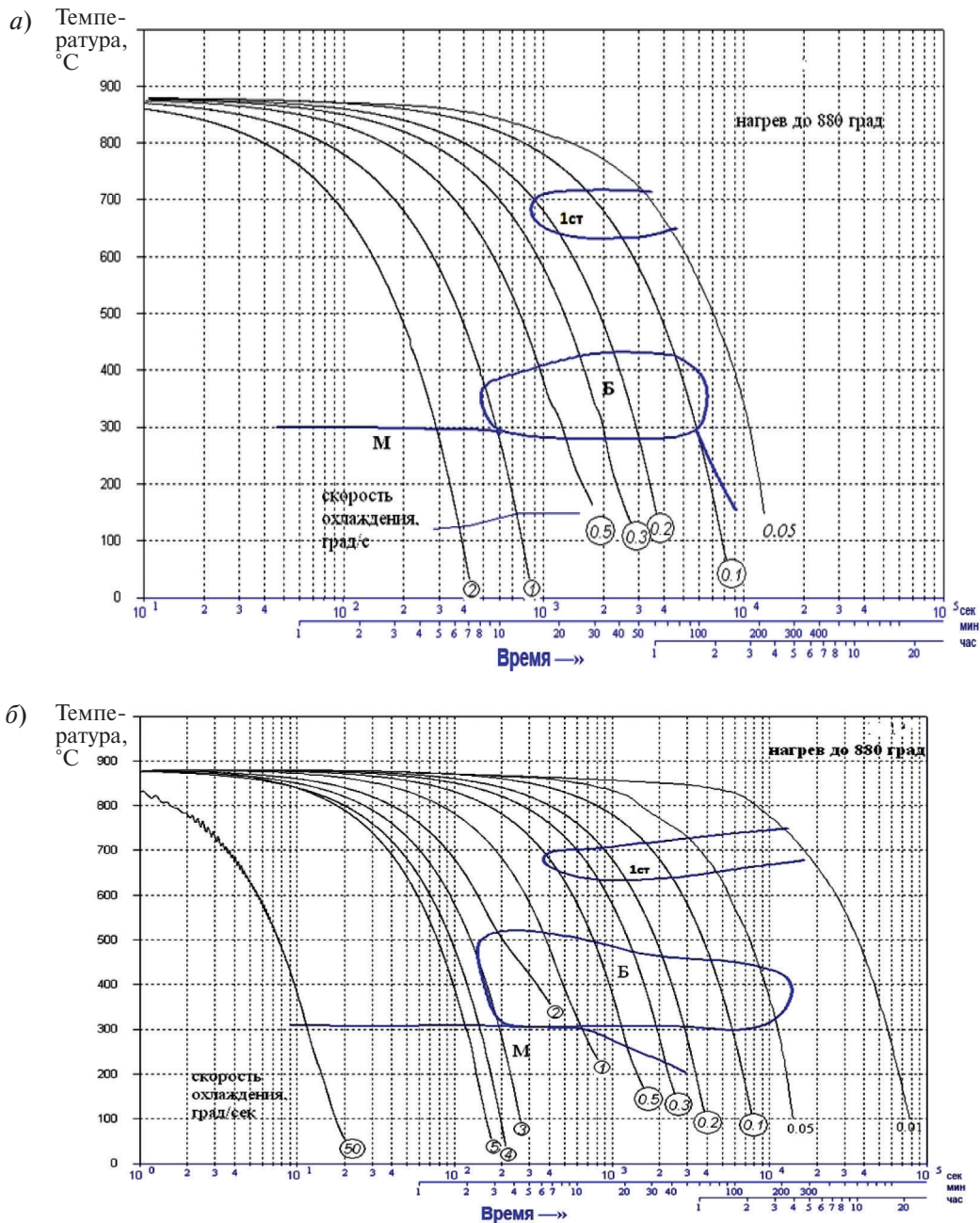


Рис. 3. Термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита стали 40ХСНМ: а – плавки 1; б – плавка 2

плексами для высокопроизводительного планирования и обработки результатов количественной оценки структуры стали, образовавшейся в процессе термомеханической «истории». Особенно это относится к разработке индивидуальной технологии термической обработки конкретной заготовки детали в тех случаях, когда экономические ограничения позволяют часть производ-

ственных расходов перенести на научные исследования, в частности при индивидуальном производстве ответственных деталей машин, предназначенных для длительной работы в тяжелых условиях.

Ниже как пример приведены результаты исследования, выполненного при разработке технологии производства стали 40ХСНМ и режимов

ее термической обработки, обеспечивающих получение высокого предела прочности ( $\geq 1800$  МПа). Химический состав стали приведен в табл. 1.

Термомеханическая «история» производства заготовок включала: выплавку в электродуговой сталеплавильной печи объемом 100 т; непрерывную разливку на слэбы размером  $200 \times 1200$  мм; прокатку на лист толщиной 6 мм. Термокинетическую диаграмму строили с использованием высокоскоростного закалочного-деформационного дилатометра DIL 805: точность измерения температуры  $\pm 0,05$  К; чувствительность при измерении размеров —  $0,05$  мкм; точность измерения времени и скорости охлаждения —  $\pm 5\%$ ; размер образцов — диаметр 4 мм, длина 10 мм.

Основной метод построения термокинетических диаграмм распада переохлажденного аустенита сводится к установлению зависимости размера образца от режима нагрева или охлаждения и ее анализу. Пример общего массива таких данных приведен на рис. 2, 3 и в табл. 2.

Даже в небольших по размерам образцах стали диаметром 4–6 мм, в которых скорость охлаждения в разных микрообъемах должна различаться незначительно, структура продуктов распада неоднородная. Причинами этого различия могут быть химическая неоднородность в объеме «бывших» первичных дендритов, которая, как показано выше, сохраняется при технологической обработке ниже  $1300^\circ\text{C}$ , а также вероятностная кинетика распада переохлажденного аустенита

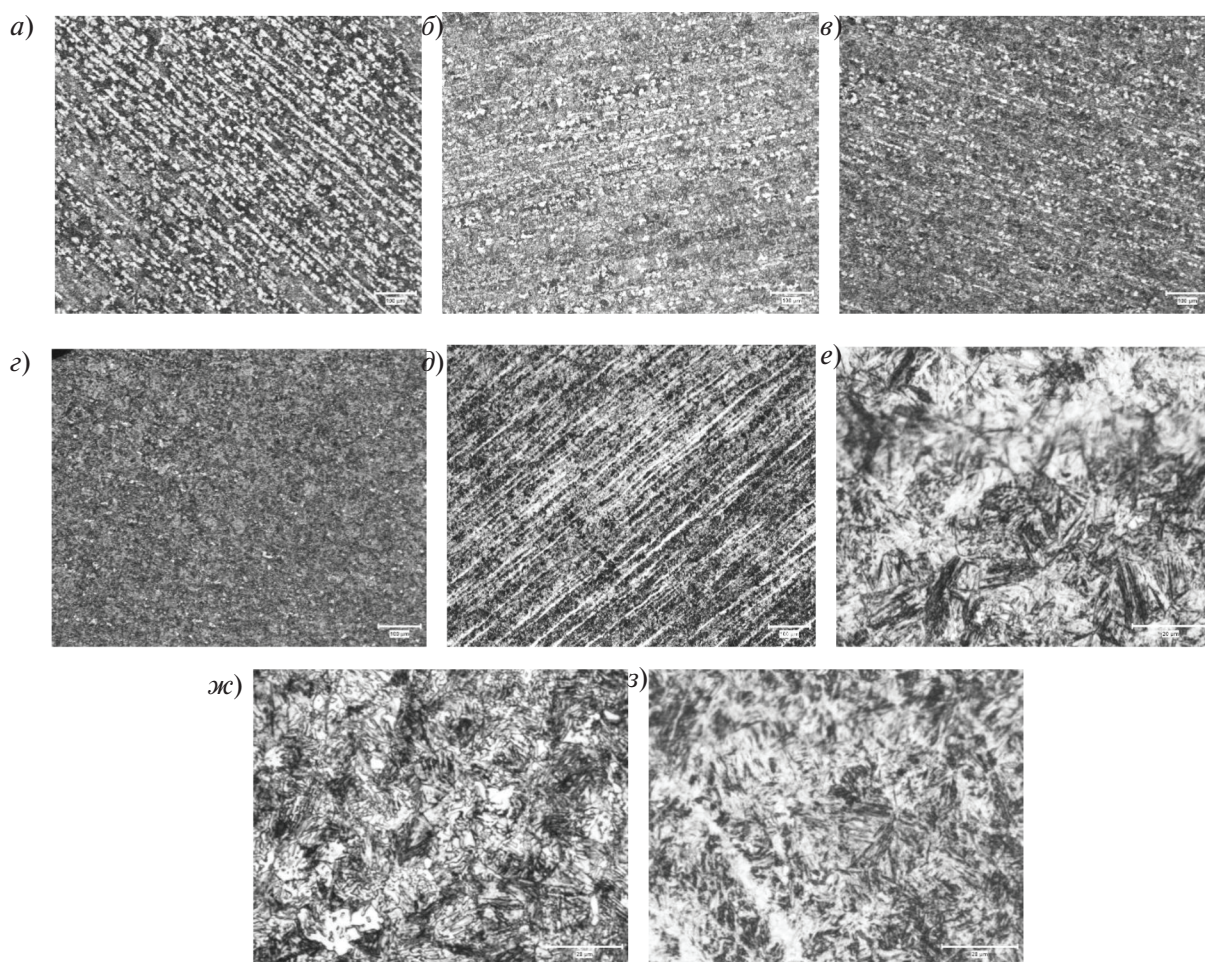


Рис. 4. Структура продуктов распада переохлажденного аустенита при непрерывном охлаждении стали 40XCHM с разной скоростью, К/с: а — 0,1; б — 0,2; в, г — 0,3; д, е — 1,0; ж, з — 1,5 (а–в, д, ж, з — плавка 2; г, е — плавка 1; а–д, ж —  $\times 100$ ; е, з —  $\times 1000$ )





в отдельных объемах. В процессе образования продуктов распада в локальном микрообъеме выделяется теплота фазового перехода  $\gamma \rightarrow \alpha$ , оценочно равная  $L = 900$  Дж/моль при теплоемкости железа  $c_p = 25$  Дж/моль·К, что определяет локальное выделение теплоты, соответствующее  $L/c = 36$  °С, и некоторый (трудно оцениваемый) сдвиг (задержка) по времени превращения в соседних микрообъемах. Оба этих фактора – химическая неоднородность аустенита в микрообъемах «бывших» дендритов и выделение теплоты при перестройке кристаллической решетки – по-видимому, определяют избирательность (по месту и времени) процесса превращения переохлажденного при закалке аустенита с

образованием различающейся в микрообъемах структуры (рис. 4). Однако очевидно, что расположение образующихся фаз (феррит + перлит или бейнит) наследует направление деформации аустенита при горячей прокатке с большой вытяжкой для прокатки сляба толщиной 200 мм на лист 6 мм (рис. 4, *a–z*) при скорости охлаждения 0,1–0,3 К/с. Даже превращения по бейнитному и мартенситному механизмам связаны с направлением деформации аустенита при горячей прокатке (рис. 4, *д–з*).

Процесс превращения особенно наглядно представляется при непрерывном охлаждении аустенита. Сравнительно низкая – 0,1–0,3 К/с скорость охлаждения (рис. *a–z*) приводит к об-

Таблица 3

Соотношение количества структурных составляющих, об.%, в стали 40ХСНМ плавки 1 после распада переохлажденного аустенита при разных скоростях охлаждения

Скорость охлаждения, °С/с	Количество структурных составляющих, об.%			
	Феррит + перлит + карбиды	Верхний бейнит	Нижний бейнит	Мартенсит
0,05	100	0	0	0
0,1	85	15	0	0
0,2	25	35	40	0
0,3	0	10	75	15
0,5	0	0	30	70
1	0	0	0	100
2	0	0	0	100

Таблица 4

Соотношение количества структурных составляющих (об.%) в стали 40ХСНМ плавки 2 после распада переохлажденного аустенита при разных скоростях охлаждения

Скорость охлаждения, °С/с	Количество структурных составляющих, об.%			
	Феррит + перлит + карбиды	Верхний бейнит	Нижний бейнит	Мартенсит
0,01	100	0	0	0
0,05	100	0	0	0
0,1	90	10	0	0
0,2	40	60	0	0
0,3	25	60	10	5
0,5	0	55	30	15
1	0	40	40	20
2	0	10	40	50
5	0	0	0	100

разованию строчечного феррита, который на-  
следует ориентацию аустенита предыдущей де-  
формации в направлении прокатки. В данном  
случае вытяжка заготовки в направлении про-  
катки и уменьшение ее размера по толщине —  
примерно 30-кратные. Увеличение скорости  
охлаждения в интервале 0,1–0,3 К/с подавляет  
выделение феррита, перлита и верхнего бейнита  
(табл. 3, 4), при этом увеличивается количество  
нижнего бейнита и образуется мартенсит  
(~ 15 об.%).

Структура продуктов распада переохлажден-  
ного аустенита, даже в сравнительно тонких ли-  
стовых заготовках толщиной 6 мм, — смешанная,  
содержащая 3–6 структурных составляющих.  
При скорости охлаждения 1–5 К/с в плавке 1  
стали 40ХСНМ образуется 100 об.% мартенсит;  
в плавке 2 при скорости охлаждения 1–2 К/с  
формируется бейнитно-мартенситная структура  
и при 5 К/с — 100 об.% мартенсита. Эксперимен-  
тальные результаты показывают, что стальные  
заготовки близкого состава, но разных плавок  
имеют после закалки в листах толщиной 6 мм  
существенно различающиеся структуры.

Таким образом, проведенные сравнительные  
дилатометрические и металлографические ис-  
следования двух сталей близкого состава, соот-  
ветствующего марке 40ХСНМ, с термомехани-  
ческой «историей», включающей выплавку в  
электропечи, внепечную обработку, непрерыв-  
ную разливку в слябы и горячую деформацию на  
тонкий (6 мм) лист, показали, что структура ста-  
ли после термокинетического распада переох-  
лажденного аустенита является в основном  
многофазной и неоднородной как в листовом  
прокате разных плавок, так и в образцах одного  
слитка. Это свидетельствует о вероятностном  
характере процессов трансформации исходной  
литой структуры слитка в сложных термодина-  
мических условиях термомеханической «исто-  
рии», сопровождаемые тепловыми и деформа-  
ционными процессами, которые, с одной  
стороны, стабилизируют химическую микро-  
неоднородность легированной стали в крупных  
исходных заготовках, с другой, — на уровне аус-  
тенитного зерна формируют продукты распада  
переохлажденного аустенита в соответствии с его  
исходным неоднородным составом.

Исследования и обобщения в области термо-  
кинетических диаграмм сплавов железа с момен-  
та их публикации служат актуальными данными  
для научных работников, занимающихся созда-  
нием новых сталей и технологий их промышлен-  
ного производства. Они помогают и специали-  
стам, работающим на производстве, в их  
деятельности по обеспечению качества готовой  
продукции. Они также чрезвычайно полезны для  
аспирантов и студентов металлургических спе-  
циальностей, желающих приобрести квалифи-  
кацию для работы в базовой отрасли экономики  
любой страны. Эти исследования остаются ак-  
туальными, несмотря на удвоение мирового про-  
изводства стали за последние 20 лет и прогресс  
в области создания нового исследовательского  
оборудования для металлургии, а может быть,  
именно благодаря этому, поскольку рост произ-  
водства всегда сопровождается расширением  
научных задач обеспечения качества продукции.

Увеличение в современной технике и науке  
количества исследований термокинетических  
диаграмм сталей и повышения их эффективно-  
сти закономерно и определяется тремя основ-  
ными факторами:

существенным прогрессом в области созда-  
ния новых приборов для дилатометрических  
исследований фазовых превращений в сталях,  
повышением их точности и оснащением ком-  
пьютерными средствами для планирования и  
автоматизации проведения экспериментов, что  
обеспечивает значительное повышение произ-  
водительности и эффективности научных ис-  
следований;

возможностью дополнительного исследова-  
ния фазовых превращений методами рентгено-  
структурного микроанализа и количественной  
электронной микроскопии, что позволяет под-  
тверждать объективными экспериментальными  
данными обеспеченность предусмотренных тре-  
бований к изделию (например, количественное  
соотношение фаз в структуре стали и их соста-  
ва);

наличием программных средств и экспери-  
ментального оборудования для термического  
анализа закалки заготовок различной формы.

Применение одновременно трех видов ис-  
следований для разработки режимов термиче-

ской обработки позволяет проектировать технологию изготовления уникальных деталей индивидуального производства на основе многофункционального предварительного анализа и плановых натурных экспериментов. Это развивалось непрерывно на протяжении последних 60 лет и получило дополнительный импульс в XXI веке за счет прогресса в исследовании структуры вещества на микро- и наноразмерном уровнях.

Вклад Северо-Западного региона России в исследование, разработку, производство и эксплуатацию новых металлических материалов — специальных сталей — является весьма существенным, поскольку исторически он был и остается ведущим исследовательским центром, сосредоточившим производство, научные исследования и подготовку научных кадров в области металлургии.

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Садовский В.Д., Попов А.А. Диаграммы кинетики превращений переохлажденного аустенита // *Металловедение и термическая обработка стали. Справочник. Т. I* / Ред. М.Л. Бернштейн, А.Г. Рахштадт. М.: Государственное научно-техническое издательство литературы по черной и цветной металлургии, 1961. С. 616–669.
2. Davenport E.S., Bain E.C. Transformation of Austenite at Constant Subcritical Temperature // *Trans. AIME*. 1930. Vol. 90. P. 117–154.
3. Harold W. Paxton. Commentary by: Transformation of austenite at constant subcritical temperatures // *Metallurgical Transactions*. 1970. Vol. 1. Iss. 12. P. 3479–3501.
4. Чернов Д.К. Избранные труды по металлургии и металловедению. [The chosen works on metallurgy and metallurgical science]. М.: Наука, 1983. С. 9–48.
5. Tschernoff D.K. A Critical Review of Articles by Lavrov and Kalakoutzky on Steel and Steel Ordnance, with Original Investigations on the same topic // *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers*. June 1880. Vol. 31. № 1. P. 286–307.
6. Чернов Д.К. Избранные труды по металлургии и металловедению. М.: Наука, 1983. С. 70–99.
7. Горынин И.В. Размышления с оптимизмом. СПб.: Издательство Политехнического университета, 2014. 526 с.
8. Дьяченко С.С. Образование аустенита в железо-углеродистых сплавах. М.: Металлургия, 1982. 128 с.
9. Anastasiadi G.P., Silnikov M.V. Thermo-kinetic austenite transformation in thin-sheet steels // *Materials Physics and Mechanics*. 2014. Vol. 20. P. 62–66.
10. Kondrat'ev S.Yu., Koval' Yu.N., Zotov O.G., Yaroslavskii G.Ya. The specific features of the processes of phase formation in the copper-aluminum-zinc system: II. Nonequilibrium conditions // *Металлофизика и новейшие технологии*. 1992. Т. 14. № 5. С. 22–30.
11. Матвеев В.В., Ярославский Г.Я., Чайковский Б.С., Кондратьев С.Ю. Сплавы высокого демпфирования на медной основе. Киев: Наукова думка, 1986. 208 с.
12. Atlas of continuous cooling transformation diagrams for vanadium steels // *The Vanadium International Technical Committee (VANITEC)*. England, Kent. June, 1985. 224 p.
13. Nurnberger F., Grydin O., Schaper M. [et al]. Microstructure Transformations in Tempering Steels during Continuous Cooling from Hot Forging Temperatures // *Steel research int.* 2010. Vol. 81. № 3. P. 224–233.
14. Kawulok R., Schindler I., Kawulok P. [et al.] Effect of deformation on the continuous cooling transformation (CCE) diagram of steel 32CRB4 // *Metallurgija*. 2015. Vol. 54. № 3. P. 473–476.
15. Trzaska J., Jagie A., Dobrzański L.A. The calculation of CCT diagrams for engineering steels // *Archives of Materials Science and Engineering*. 2009. Vol. 39. № 1. P. 13–20.
16. Matsuoka T., Takahashi M., Jamamory K., Matsui T. Development of cold rolled highstrength steel sheet // *Sumitomo Search*. 1974. № 12. P. 26–37.
17. Meyer L., Heisterkamp F., Hulka K., Muschenborn W. Thermomechanical processing of high-strength and mild flat-rolled steels // *Thermec 97*. — Wollongong, Australia, 1997. P. 87–97.
18. Nakata N., Militzer M. Modelling of Microstructure Evolution during Hot Rolling of a780 MPa High Strength Steel // *ISI International*. 2005. Vol. 45. № 1. P. 82–90.
19. Honeycombe R.W., Hehl R.F. Transformation from austenite in alloy steels // *Met. Trans.* 1976. Vol. 7 A. P. 915–919.
20. Decomposition of Austenite by Diffusional Processes: AIME. New York: Interscience Publishers, 1962. 352 p.
21. Kohlhaas R., Braun M. Die thermodynamischen Funktionen des reinen Eisens, Warmehalt und spezifische Earme austenitischer Eisenlegierungen und Stähle // *Arch. Eisenhüttenwesen*. 1963. B. 34. № 5. S. 391–399.
22. Hawbolt E.B., Chau B., Brimacombe J.K. Kinetics of austenite-ferrite and austenite-pearlite transformation in 1025 carbon steel // *Met. Trans.* 1985. Vol. 16 A. P. 565–578.



23. **Садовский В.Д., Попов А.А.** Диаграммы кинетики превращений переохлажденного аустенита // *Металловедение и термическая обработка стали и чугуна: Справочник* / Ред. Н.Т. Гудцов, М.Л. Бернштейн, А.Г. Рахштадт. М.: Государственное научно-техническое издательство литературы по черной и цветной металлургии, 1956. С. 427–461.

24. **Попов А.А., Попова Л.Е.** Справочник термиста: Изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита. Москва—Свердловск: Машгиз, 1961. 430 с.

25. **Попов А.А., Попова Л.Е.** Справочник термиста. Изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита. 2-е изд., испр. и доп. М.: Металлургия, 1965. 493 с.

26. **Садовский В.Д.** Превращения при нагреве стали. Структурная наследственность // *Металловедение и термическая обработка: Справочник в 3-х т.* / Ред. М.Л. Бернштейн, А.Г. Рахштадт. 3-е изд., перераб. и доп. М.: Металлургия, 1983. Т. 2. С. 83–111.

27. **Садовский В.Д.** Превращения при нагреве стали. Структурная наследственность // *Металловедение и термическая обработка: Справочник в 3-х т.* / Ред. М.Л. Бернштейн, А.Г. Рахштадт. 4-е изд., перераб. и доп. М.: Металлургия, 1995. Т. 3. С. 108–172.

28. Материалы для судостроения и морской техники: Справочник в 2-х т. / Ред. акад. И.В. Горынин. СПб.: НПО «Профессионал», 2009. Т. 1. 776 с. Т. 2. 664 с.

## REFERENCES

1. **Sadovskiy V.D., Popov A.A.** Diagrammy kinetiki prevrashcheniy pereokhlazhdenogo austenite. [Diagrams of kinetics of transformations of the overcooled austenite]. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka stali. Spravochnik*. T. I // Red. M.L. Bernshteyn, A.G. Rakhshadt. — M.: Gosudarstvennoye nauchno-tekhnicheskoye izdatelstvo literatury po chernoy i tsvetnoy metallurgii, 1961., S. 616–669. (rus)

2. **Davenport E.S., Bain E.C.** Transformation of Austenite at Constant Subcritical Temperature. *Trans. AIME*. 1930. Vol. 90. P. 117–154.

3. **Paxton H. W.** Commentary by: Transformation of austenite at constant subcritical temperatures. *Metallurgical Transactions*. 1970. Vol. 1. Iss. 12. P. 3479–3501.

4. **Chernov D.K.** Izbrannyye trudy po metallurgii i metallovedeniyu. [The chosen works on metallurgy and metallurgical science]. M.: Nauka, 1983. S. 9–48. (rus)

5. **Tschernoff D.K.** A Critical Review of Articles by Lavrov and Kalakoutzky on Steel and Steel Ordnance, with Original Investigations on the same topic. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers*. 1880. V. 31. № 1. P. 286–307.

6. **Chernov D.K.** Izbrannyye trudy po metallurgii i metallovedeniyu. [The chosen works on metallurgy and metallurgical science]. M.: Nauka, 1983. S. 70–99. (rus)

7. **Gorynin I.V.** Razmyshleniya s optimizmom. [Optimistic thinking]. SPb.: Izdatelstvo Politekhnicheskogo universiteta, 2014. 526 s. (rus.)

8. **Dyachenko S.S.** Obrazovaniye austenita v zhelezouglerodistykh splavakh. [Austenite formation in iron-carbon alloys]. M.: Metallurgiya, 1982. 128 s. (rus.)

9. **Anastasiadi G.P., Silnikov M.V.** Thermo-kinetic austenite transformation in thin-sheet steels. *Materials Physics and Mechanics*. 2014. Vol. 20. P. 62–66.

10. **Kondrat'ev S.Yu., Koval' Yu.N., Zotov O.G., Yaroslavskii G.Ya.** The specific features of the processes of

phase formation in the copper-aluminum-zinc system: II. Nonequilibrium conditions. *Metallofizika i noveyshiye tekhnologii*. 1992. T. 14. № 5. S. 22–30.

11. **Matveyev V.V., Yaroslavskiy G.Ya., Chaykovskiy B.S., Kondratyev S.Yu.** Splavy vysokogo dempfirovaniya na mednoy osnove. [Copper Based High Damping Alloys]. Kiyev: Naukova dumka, 1986. 208 s. (rus.)

12. Atlas of continuous cooling transformation diagrams for vanadium steels. *The Vanadium International Technical Committee (VANITEC)*. England, Kent. June, 1985. 224 p.

13. **Nurnberger F., Grydin O., Schaper M. [et al.]** Microstructure Transformations in Tempering Steels during Continuous Cooling from Hot Forging Temperatures. *Steel research int.* 2010. Vol. 81. № 3. P. 224–233.

14. **Kawulok R., Schindler I., Kawulok P. [et al.]** Effect of deformation on the continuous cooling transformation (SSE) diagram of steel 32CRB4. *Metallurgija*. 2015. Vol. 54. № 3. P. 473–476.

15. **Trzaska J., Jagie A., Dobrzański L.A.** The calculation of CCT diagrams for engineering steels. *Archives of Materials Science and Engineering*. 2009. Vol. 39. № 1. P. 13–20.

16. **Matsuoka T., Takahashi M., Jamamory K., Matsui T.** Development of cold rolled highstrength steel sheet. *Sumitomo Search*. 1974. № 12. P. 26–37.

17. **Meyer L., Heisterkamp F., Hulka K., Muschenborn W.** Thermomechanical processing of high-strength and mild flat-rolled steels. *Thermec 97*. Wollongong, Australia, 1997. P. 87–97.

18. **Nakata N., Militzer M.** Modelling of Microstructure Evolution during Hot Rolling of a780 MPa High Strength Steel. *ISIJ International*. 2005. Vol. 45. № 1. P. 82–90.

19. **Honeycombe R.W., Hehl R.F.** Transformation from austenite in alloy steels. *Met. Trans.* 1976. Vol. 7 A. P. 915–919.

20. Decomposition of Austenite by Diffusional Processes: AIME. — New York: Interscience Publishers, 1962. 352 p.

21. **Kohlhaas R., Braun M.** Die thermodynamischen Funktionen des reinen Eisens, Warmehalt und spezifische Earme austenitischer Eisenlegierungen und Stahle. *Arch. Eisenhüttenwesen*. 1963. B. 34. № 5. S. 391–399.

22. **Hawbolt E.B., Chau V., Brimacombe J.K.** Kinetics of austenite-ferrite and austenite-pearlite transformation in 1025 carbon steel. *Met. Trans.* 1985. Vol. 16 A. P. 565–578.

23. **Sadovskiy V.D., Popov A.A.** Diagrammy kinetiki prevrashcheniy pereokhlazhdennogo austenita // Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka stali i chuguna: Spravochnik [Diagrams of the kinetics of transformation of supercooled austenite // Metal science and heat treatment of steel and cast iron. Handbook] / Red. N.T. Gudtsov, M.L. Bernshteyn, A.G. Rakhshadt. M.: Gosudarstvennoye nauchno-tehnicheskoye izdatelstvo literatury po chernoy i tsvetnoy metallurgii, 1956. S. 427–461. (rus.)

24. **Popov A.A., Popova L.Ye.** Spravochnik termista: Izotermicheskiye i termokineticheskiye diagrammy raspada pereokhlazhdennogo austenita. [Handbook of heat treatment worker: Isothermal and Thermo-kinetic

decomposition diagrams of supercooled austenite]. Moskva-Sverdlovsk: Mashgiz, 1961. 430 s. (rus.)

25. **Popov A.A., Popova L.Ye.** Spravochnik termista. Izotermicheskiye i termokineticheskiye diagrammy raspada pereokhlazhdennogo austenita. [Handbook of heat treatment worker. Isothermal and Thermo-kinetic decomposition diagrams of supercooled austenite]. 2-ye izd., ispr. i dop. M.: Metallurgiya, 1965. 493 s. (rus.)

26. **Sadovskiy V.D.** Prevrashcheniya pri nagreve stali. Strukturnaya nasledstvennost. Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka. Spravochnik: v 3-kh t. [Transformations by heating the steel. Structural heredity // Metal science and heat treatment. Handbook: 3 Vols.] / Red. M.L. Bernshteyn, A.G. Rakhshadt. 3-ye izd., pererab. i dop. M.: Metallurgiya, 1983. T. 2. S. 83–111. (rus.)

27. **Sadovskiy V.D.** Prevrashcheniya pri nagreve stali. Strukturnaya nasledstvennost. Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka. Spravochnik v 3-kh t. [Transformations by heating the steel. Structural heredity. Metal science and heat treatment. Handbook: 3 Vols. / Red. M.L. Bernshteyn, A.G. Rakhshadt. 4-ye izd., pererab. i dop. M.: Metallurgiya, 1995. T. 3. S. 108–172.

28. Materialy dlya sudostroyeniya i morskoy tekhniki: spravochnik: v 2-kh t. [Materials for shipbuilding and marine equipment: handbook: 2 Vols.] / Red. akad. I.V. Gorynin. SPb.: NPO «Professional», 2009. T. 1. 776 s; T. 2. 664 s.

### СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ/AUTHORS

**АНАСТАСИАДИ Григорий Панеодович** — доктор технических наук профессор Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого.  
195251, Россия, г. Санкт-Петербург, Политехническая ул., 29.  
E-mail: anastas45@yandex.ru

**ANASTASIADI Grigorii P.** — Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University.  
29 Politechnicheskaya St., St. Petersburg, 195251, Russia.  
E-mail: anastas45@yandex.ru

**КОНДРАТЬЕВ Сергей Юрьевич** — доктор технических наук профессор Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого.  
195251, Россия, г. Санкт-Петербург, Политехническая ул., 29.  
E-mail: petroprom2013@yandex.ru

**KONDRATYEV Sergei Yu.** — Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University.  
29 Politechnicheskaya St., St. Petersburg, 195251, Russia.  
E-mail: petroprom2013@yandex.ru

**СИЛЬНИКОВ Михаил Владимирович** — доктор технических наук генеральный директор ЗАО «НПО специальных материалов».  
195253, Санкт-Петербург, шоссе Революции, 58 а.  
E-mail: silnikivmv@mail.ru

**SIL'NIKOV Mikhail V.** — CJSC “Special Materials Corporation”.  
58a, av. Revolution, St. Petersburg, Russia, 195253.  
E-mail: silnikivmv@mail.ru