



МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ В МАШИНОСТРОЕНИИ

УДК 621.785.52

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

начальник центра структурных исследований и трибомеханических испытаний материалов и изделий машиностроения коллективного пользования¹

E-mail: v_kukareko@mail.ru

А.Н. ГРИГОРЧИК, канд. техн. наук

заместитель начальника центра структурных исследований и трибомеханических испытаний материалов и изделий машиностроения коллективного пользования¹

А.Н. ЧИЧИН

инженер-технолог²

¹Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, г. Минск, Республика Беларусь

²ОАО «Минский тракторный завод», г. Минск, Республика Беларусь

Поступила в редакцию 16.12.2019.

СТРОЕНИЕ ГРАНИЦ ЗЕРЕН И МЕХАНИЗМ СТАБИЛИЗАЦИИ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ СТАЛЕЙ МЕТОДОМ СТУПЕНЧАТОГО НАГРЕВА ДО ТЕМПЕРАТУР АУСТЕНИЗАЦИИ

Проведен анализ существующих сведений о структурном состоянии границ зерен в металлах и влиянии примесей на рост зерен при высокотемпературных нагревах. Установлено, что большое влияние на кинетику роста аустенитного зерна оказывает скорость нагрева стали в интервале фазового $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения. На основании экспериментальных и литературных данных предложена модель, описывающая механизм формирования и роста аустенитных зерен в сталях при нагреве с различными скоростями. Сделано заключение, что медленный нагрев стали в интервале фазового $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения приводит к формированию зерен с преимущественно высокоугловой разориентацией и сопровождается адсорбцией на границах примесных атомов, что способствует стабилизации зеренной структуры.

Ключевые слова: границы зерен, структура, примесные атомы, рост аустенитного зерна, ступенчатый нагрев

Введение. Поскольку большинство важнейших операций термической обработки сталей связано с их нагревом до температур аустенизации, то кинетические и морфологические особенности фазового $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения в значительной степени определяют структуру и свойства сталей. В частности, весьма существенное влияние на конечные механические характеристики сталей оказывает величина формирующегося при высокотемпературном нагреве аустенитного зерна. Результаты проведенных ранее исследований свидетельствуют о влиянии режима нагрева легированных конструкционных сталей на кинетику укрупнения аустенитного зерна [1–4]. В частности, в [1, 2] по-

казано, что регулируемая скорость нагрева сталей в температурном интервале фазового $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения (ступенчатый нагрев) стабилизирует зеренную структуру сталей и обеспечивает сохранение в них мелкого зерна при длительных высокотемпературных выдержках. Поскольку сохранение мелкозернистой структуры сталей после высокотемпературной аустенизации является важной проблемой теории термической обработки сталей, то целью настоящей работы является анализ существующих сведений о структурном состоянии границ зерен и разработка представлений о процессах, протекающих при ступенчатом нагреве конструкционных сталей до температур аустени-

зации и обеспечивающих формирование устойчивой мелкозернистой структуры [1–3].

Строение границ зерен. Границы зерен поликристаллических тел или внутрифазовые межзеренные границы представляют собой области соприкосновения кристаллических решеток соседних монокристаллических зерен. Поскольку по разные стороны границ лежат различно ориентированные зерна, то граница является областью физически отличной от разделяемых ею зерен. Граница зерен описывается несколькими геометрическими параметрами, в число которых входят: ось разворота зерен; угол их разворота; собственная ориентация границы в пространстве. Строение границ, разделяющих зерна с малой разориентацией (малоугловые границы), хорошо описывается дислокационными моделями. При этом различают симметричные и несимметричные границы наклона, образованные стенками из параллельных краевых дислокаций [5], а также границы кручения. Для границ наклона ось вращения (разворота) смежных кристаллов лежит в плоскости границы (рисунок 1 *a*). Расстояние между дислокациями D в дислокационной стенке определяет угол разориентации смежных кристаллитов θ (рисунок 2). При этом чем меньше расстояние между дислокациями D , тем больше θ . При малых углах:

$$\theta \cong b/D,$$

где b — вектор Бюргера дислокации.

Несимметричная граница наклона содержит разные типы краевых дислокаций, параллельных вектору оси поворота зерен. Если ось разворота смежных кристаллов перпендикулярна к плоскости границы, то граница называется границей кру-

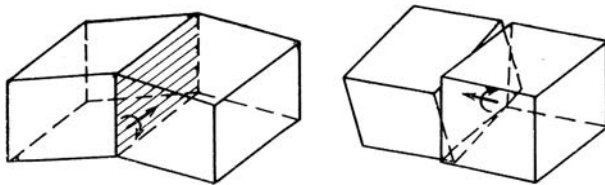


Рисунок 1 — Границы наклона и кручения
Figure 1 — Edge and twist boundaries

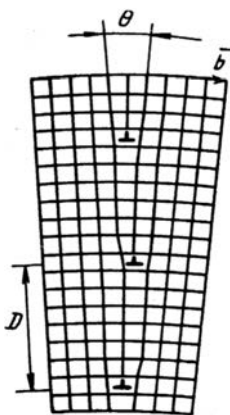


Рисунок 2 — Схема малоугловой дислокационной границы наклона
Figure 2 — Scheme of a small-angle dislocation edge boundary

чения и состоит из сетки винтовых дислокаций (см. рисунок 1 *b*). Промежуточным типом дислокационных границ являются смешанные границы, содержащие краевые и винтовые дислокации, что приводит к образованию дислокационных гексагональных сеток [6].

Важной особенностью дислокационных границ является отсутствие дальнедействующих полей напряжений от дислокаций, что связано с компенсацией упругих искажений решетки в результате взаимодействия соседних дислокаций. Последнее уменьшает энергию границ и стабилизирует указанные дислокационные конфигурации. В границах с большим углом разориентации ($\theta > 10\div 15^\circ$) дислокации в границах располагаются настолько близко, что их нельзя рассматривать как отдельные линейные дефекты. Для описания границ с углом разориентации, большим $10\div 15^\circ$, которые называются высокоугловыми границами, были предложены модели строения границы зерна, содержащей участки хорошего и плохого соответствия (островная модель Мотта [7] и модель Смолуховского [8]). В соответствии с этими моделями границы зерен состоят из чередующихся областей хорошего и плохого соответствия кристаллических решеток смежных зерен.

На рисунке 3 приведена схема изменения строения границы наклона при увеличении угла разориентации смежных кристаллитов. Границы с малым углом состоят из отдельных дислокаций, разделенных относительно неискаженными областями. При увеличении угла наклона более чем на 15° дислокации образуют области несопряженности (заштрихованные), разделенные областями хорошего соответствия. С увеличением угла разо-

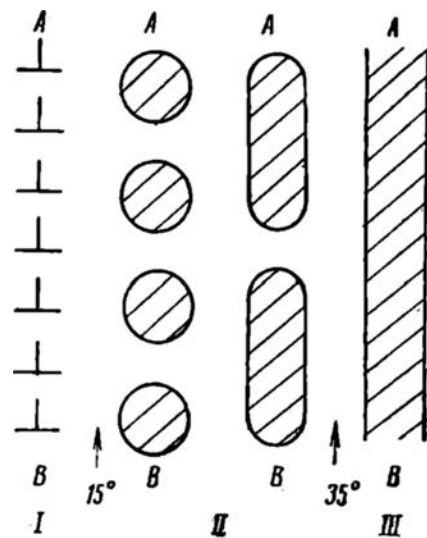


Рисунок 3 — Изменение строения границы с увеличением угла разориентации: I — отдельные дислокации; II — области несопряженности; III — непрерывная область несопряженности (по Смолуховскому) [8, 10]
Figure 3 — Change of the boundary structure with an increase in the angle of disorientation: I — individual dislocations; II — areas of disconjugacy; III — continuous area of disconjugacy (according to Smolukhovsky) [8, 10]

риентации граница все больше состоит из областей несопряженности (областей плохого соответствия) и при больших углах наклона формируется сплошная область несопряженности.

Дальнейшим развитием моделей Мотта и Смолуховского является модель ядер дислокаций, предложенная Ли [9] для описания высокоугловых границ. Основанная на анализе уравнений, описывающих поле напряжений вокруг дислокационных границ, модель Ли показывает, что ядра дислокаций при увеличении угла разориентации становятся эллиптическими и при достижении определенного угла образуют непрерывный слой — «ядро» границы. Объем ядра Ли назвал пористостью границы P , которая при больших углах разориентации возрастает пропорционально $\sin \theta/2$ [9]. В настоящее время считается, что высокоугловые границы представляют собой сморщенную в атомном масштабе поверхность, содержащую микростенки, располагающиеся в определенных кристаллографических плоскостях и представляющие собой островки хорошего соответствия, а также области несоответствия, состоящие из вакансий и дислокаций [6]. При этом в областях скопления дислокаций сопряжение узлов решетки достигается в результате ее значительных локальных искажений. Вследствие этого на границе присутствует большое количество оборванных, сжатых и растянутых межатомных связей, что приводит к увеличению потенциальной энергии локальных участков границы. Энергетическое состояние границы зерна характеризуется ее свободной энергией (поверхностным натяжением), которая определяет работу, необходимую для образования границы в материале [6, 11] (рисунок 4). При этом, чем ближе характер расположения атомов на границе к расположению атомов в решетке внутри зерна, тем меньше уровень свободной энергии границы зерна. Все процессы, снижающие свободную энергию границ зерен, протекают спонтанно и определяются условиями диффузии на граничных поверхностях.

Свободная энергия дислокационной границы наклона была рассчитана Ридом и Шокли [12, 13] на основе теории упругости. Полная энергия границы включала в себя сумму энергии атомного несоответствия в ядре дислокации, энергии поля напряжений от единичной дислокации и энергии в области решетки, где напряжения зависят от взаимодействия всех дислокаций в границе. Полученное уравнение описывает зависимость свободной энергии границы наклона от угла разориентации смежных зерен θ . Из уравнения

$$E = \frac{Gb\theta}{4\pi(1-\mu)} \left(\frac{4\pi(1-\mu)B_k}{Gb^2} - \ln \theta \right),$$

где G — модуль сдвига; b — вектор Бюргерса дислокации; μ — коэффициент Пуассона; B_k — энергия ядра краевой дислокации, следует, что с увеличением угла разориентации энергия дислокационной

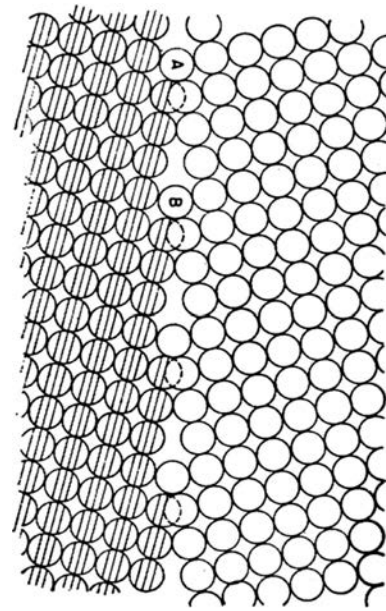


Рисунок 4 — Схема строения границы зерна с областями несопряженности и совпадающими узлами решеток смежных кристаллитов [11]
Figure 4 — Scheme of grain boundary structure with areas of disconjugacy and matching lattice sites of contiguous crystallites [11]

границы возрастает и достигает уровня максимальных значений E_m при некотором угле разориентации θ_m . Зависимость E/E_m от θ/θ_m носит универсальный для металлов характер (рисунок 5). На рисунке 5 приведены результаты экспериментального измерения энергии E для границ с различными углами разориентации, которые достаточно хорошо согласуются с расчетными значениями. Вместе с тем более точные расчеты энергии границ в меди [14] свидетельствуют о хорошем согласовании между моделью Риды—Шокли и экспериментом лишь для углов разориентации $\leq 10^\circ$. Указанный факт обусловлен тем, что с увеличением угла разориента-

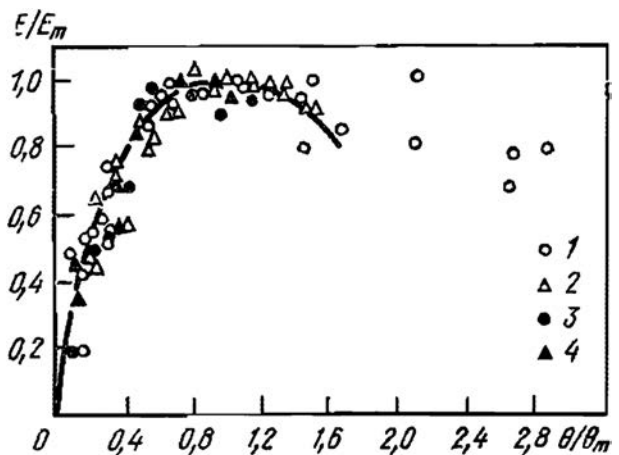


Рисунок 5 — Изменение энергии границы в зависимости от угла разориентировки зерен для различных металлов: сплошная кривая — расчет по уравнению Риды—Шокли; 1 — Fe-Si ($\theta_m = 26.6^\circ$); 2 — Fe-Si ($\theta_m = 29.8^\circ$); 3 — Sn ($\theta_m = 12.2^\circ$); 4 — Pb ($\theta_m = 25.0^\circ$) [12, 13]
Figure 5 — Changes in the boundary energy depending on the grain misorientation angle for different metals: solid curve — calculation by the Read—Shockley equation; 1 — Fe-Si ($\theta_m = 26.6^\circ$); 2 — Fe-Si ($\theta_m = 29.8^\circ$); 3 — Sn ($\theta_m = 12.2^\circ$); 4 — Pb ($\theta_m = 25.0^\circ$) [12, 13]

ции и сближением дислокаций все большая часть энергии границы остается заключенной в областях ядер дислокаций, для которых неприменима линейная теория упругости. Повышенная энергия границ зерен приводит к изменению физических свойств границы и приграничных объемов, а именно: образованию сегрегаций примесных атомов на границах и в приграничных объемах [11], увеличению диффузионной подвижности атомов [11, 15, 16], ускоренной миграции границ зерен [6, 16]. Образование сегрегаций примесных атомов на границах зерен является одним из важнейших факторов, существенно влияющих на свободную энергию границ и определяющих скорость миграции границ и кинетику укрупнения зерен при нагреве [6, 11, 15, 16]. В частности, движущей силой формирования на границах скоплений примесей является уменьшение свободной энергии поверхностей раздела кристаллов. Сегрегация примесей приводит к снижению локальных искажений кристаллической решетки на границах и в приграничных областях. При этом примесные атомы, имеющие отличные от атомов растворителя размеры, располагаются в растянутых/сжатых областях кристаллической решетки и эффективно понижают энергию упругой деформации этих областей, что обеспечивает уменьшение свободной энергии границ зерен [9, 11].

Таким образом, примесные атомы, располагающиеся на границах и вблизи границ зерен, обладают меньшей энергией, чем в совершенной решетке, что приводит к притяжению между примесными атомами и границей [17]. При этом, если сила притяжения велика, то атмосфера из примесных атомов будет перемещаться вместе с границей и тормозить ее движение, поскольку скорость миграции границы ограничивается скоростью диффузии атомов атмосферы в кристаллической решетке. В соответствии с [17] скорость миграции v границы можно выразить уравнением

$$v = f \frac{1}{\lambda_G} \frac{D_0^0}{C_0} \exp\left(-\frac{Q_0 + E_0}{RT}\right),$$

где f — движущая сила миграции; λ_G — ширина границы; D_0^0 — постоянная диффузии; Q_0 — энергия активации диффузии примесных атомов в кристаллической решетке; E_0 — энергия связи «граница — примесный атом» ($E_0 \sim r^3 G \varepsilon$, r — радиус атома примеси; G — модуль упругости; ε — безразмерный параметр несоответствия размеров атомов примеси и решетки).

На рисунке 6 приведен график зависимости скорости миграции границ от концентрации примесных атомов, полученный в соответствии с моделью [17]. С увеличением угла разориентации возрастает способность межзеренной граничной поверхности к адсорбции на ней примесных атомов.

По данным [11], концентрация растворенного элемента на границах зерен может увеличивать-

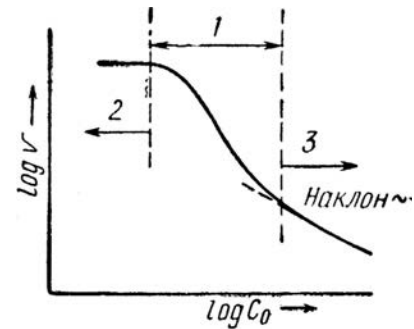


Рисунок 6 — Зависимость скорости миграции границ от концентрации примесных атомов [17]: 1 — переходная область; 2 — миграция, независимая от примесных атомов; 3 — миграция, зависящая от примесных атомов
Figure 6 — Dependence of the boundary migration rate on the concentration of impurity atoms [17]: 1 — transition area; 2 — migration independent of impurity atoms; 3 — migration dependent on impurity atoms

ся по сравнению с матрицей в 10^1 – 10^3 раз вплоть до образования монослоев из атомов примеси на границах, а свободная энергия границы зерна при этом может уменьшаться до 2–3 раз [18]. Повышенная свободная энергия границ и высокая плотность дефектов кристаллической решетки в них приводит к тому, что границы зерен являются областями с аномальной диффузионной подвижностью [16], т. е. областями ускоренной самодиффузии. При этом увеличение свободной энергии границы зерна снижает энергию активации диффузии и увеличивает скорость миграции границ [6]. Напротив, сегрегация растворенных атомов на границах увеличивает энергию активации зернограничной диффузии, по сравнению с границей, не содержащей примесных атомов [6, 9, 18].

Поскольку скорость миграции границ зерен определяется диффузионным переносом атомов через граничную поверхность, то увеличение энергии активации зернограничной диффузии при адсорбции примесных атомов на границе приводит к резкому снижению скорости перемещения границ и замедлению роста зерен.

Укрупнение мелких зерен посредством миграции границ зерен называется ростом зерен. Термодинамическим стимулом роста зерна является уменьшение зернограничной энергии системы, а условием ее реализации — неуровновешенность поверхностного натяжения границ. При этом скорость миграции границ возрастает с увеличением их кривизны и температуры.

Зависимость величины среднего диаметра зерна D от температуры T и длительности нагрева τ имеет вид

$$D = [k e^{-Q/RT} \gamma V \tau]^{1/2},$$

где k — постоянная; Q — энергия активации миграции границ; R — универсальная газовая постоянная; γ — зернограничная энергия; V — объем 1 грамм-атома [19].

Значение энергии активации миграции границ сильно зависит от чистоты сплава (наличия

в нем примесей). При этом зависимость размера зерна от времени отжига выражается формулой:

$$D = B\tau^{1/2} [5].$$

Экспериментальные данные свидетельствуют о том, что зависимость среднего размера зерна от времени отжига описывается выражением

$$D = B\tau^n,$$

где $n = 0,1 \div 0,5$.

Уменьшение значения показателя степени в выражении для D обусловлено торможением перемещения границ из-за сегрегации на них примесей [5, 6]. Как уже отмечалось, введение в твердый раствор примесных атомов резко снижает скорость миграции границ при росте зерен за счет адсорбции примесных атомов границами. В частности, небольшие добавки магния тормозят рост зерна в алюминии, а добавки молибдена и тантала — в никеле [19]. Растворение 1 % Мо или 1 % Mn в железе уменьшает скорость роста его зерен на несколько порядков величины [20]. Кроме того, присутствие в сплаве дисперсных частиц также может резко тормозить рост зерен вплоть до его полного прекращения [19]. Эффект торможения обусловлен тем, что частицы, располагающиеся на границах зерен, выступают в качестве барьеров для перемещающихся границ, а также приводят к уменьшению их площади, а, следовательно, к снижению свободной энергии границ. Зинером [19, 21] было предложено выражение для расчета силы P , тормозящей миграцию границ:

$$P = 3f\gamma/d,$$

где f — объемная доля частиц; d — диаметр частиц.

Из выражения следует, что с уменьшением диаметра частиц и увеличением их объемной доли возрастает сила торможения миграции границ. Для эффективного торможения роста зерна в сплаве достаточно, чтобы расстояние между частицами составляло 50–100 межатомных расстояний [19].

Таким образом в настоящее время установлено, что способность зерна аустенита к росту в процессе высокотемпературных выдержек зависит от большого количества факторов [4, 6, 22]. При этом даже у сталей одинакового и близкого химического состава кинетика укрупнения зерна может существенно различаться вследствие влияния условий выплавки сталей и совокупного воздействия других факторов. В частности, по склонности к росту зерна различают наследственно мелкозернистые и наследственно крупнозернистые стали [22]. При этом первая группа сталей характеризуется малой склонностью к росту зерна, вторая — ускоренным укрупнением структуры при высокотемпературных выдержках. В наследственно мелкозернистой стали при нагреве до температур 1000–1050 °C размер зерна возрастает незначительно. Однако в дальнейшем, по мере увеличения температуры, начинается бурный процесс укрупнения зеренной структуры стали. В случае наследственно крупнозернистой стали ускоренный рост аустенитного

зерна регистрируется уже при незначительном превышении над температурным интервалом перлитно-аустенитного превращения (A_{c1} – A_{c3}). При прочих равных условиях различная чувствительность стали к росту зерна определяется условиями ее раскисления при выплавке, что указывает на большую роль микродобавок в формировании устойчивой к росту зерна структуры. В частности, стали, раскисленные ферромарганцем и ферросилицием, относятся к наследственно крупнозернистым сталям, а сталь, дополнительно раскисленная алюминием, — мелкозернистая. Наиболее последовательное объяснение природы наследственной мелкозернистости дает теория барьеров, согласно которой частицы нитридов и оксидов алюминия, располагаясь по границам зерен, препятствуют их росту посредством миграции границ. Показано, что склонность к росту зерна стали также сильно зависит от ее химического состава [1, 22, 23]. При этом заэвтектоидная сталь оказывается менее чувствительной к росту зерна при повышении температуры по сравнению со сталью эвтектоидного состава. Уменьшают склонность сталей к росту зерна аустенита многие легирующие элементы, вводимые в сталь, например, никель, ванадий, титан, вольфрам, молибден, ниобий [23]. Полученные экспериментальные результаты о существенном влиянии примесей на миграцию границ разной ориентации могут быть объяснены с позиций известных представлений о сегрегации примесей на границах зерен, причем в условиях роста зерен эти сегрегации в ряде случаев должны «сопровождать» мигрирующую границу. Поэтому естественным является замедление скорости миграции границ при наличии примесей.

Механизм укрупнения зерен. В результате фазового $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения при нагреве сталей выше температуры A_{c1} в них формируется мелкозернистая аустенитная структура. Поскольку свободная энергия поликристаллического тела представляет собой сумму объемной и зернограничной энергий, то с уменьшением размера зерен и увеличением площади граничных поверхностей возрастает доля зернограничной энергии в общем балансе энергии и, соответственно, увеличивается суммарная энергия на единицу объема поликристаллического тела. В связи с этим при высоких температурах происходит самопроизвольный рост размера аустенитного зерна, который вызывается стремлением системы к уменьшению свободной энергии посредством уменьшения поверхности зерен. Рост аустенитного зерна в сталях обычно происходит по механизму миграции границ зерен или механизму их слияния (коалесценции) [1, 22, 24]. Миграция границ зерен, приводящая к их равномерному укрупнению, реализуется диффузионным переносом атомов из одного зерна в другое и контролируется граничной диффузией (рисунок 7). Миграция границ обычно реали-

зуется при относительно высоких температурах аустенизации (≥ 1000 – 1050 °С для сталей) [22, 25]. Коалесценция зерен, сопровождающаяся формированием разноразмерных структур, обычно наблюдается при сравнительно низких температурах аустенизации (900–1000 °С) [22] и, в связи с этим, является весьма опасным явлением, приводящим к резкому снижению механических и пластических свойств материалов и, в частности, цементированных сталей.

Само явление коалесценции (слияния) зерен было описано при анализе механизмов рекристаллизации металлических материалов и, в частности, при рассмотрении процессов их вторичной рекристаллизации [26, 27, 19]. При этом в [26, 27] было показано, что коалесценция зерен сопровождается распадом дислокационной структуры границ зерен и объединением зерен (рисунок 8). Указанный процесс наиболее характерен для малоугловых границ и протекает благодаря адсорбции и эмиссии вакансий на ступеньках дислокационных границ и перемещении дислокаций, что приводит к увеличению расстояний между зернограничными дислокациями, а также к их аннигиляции и взаимодействию на тройных стыках, что в конечном итоге вызывает дезинтеграцию границы с объединением смежных зерен [26]. Возможность реализации такого механизма коалесценции была проанализирована и подтверждена в работах [26, 27]. При этом в [6, 26] было сделано заключение, что процесс коалесценции протекает более легко в случае малоугловых границ кручения. Механизм коалесценции широко используется для описания процессов первичной и вторичной рекристаллизации [19, 26, 27]. Многочисленными исследованиями было показано, что процессы коалесценции зеренной структуры характерны также и для укрупнения аустенитных зерен при термической обработке сталей [22, 24, 28–30].

Как уже отмечалось, результаты проведенных ранее исследований [1–3, 31] свидетельствуют

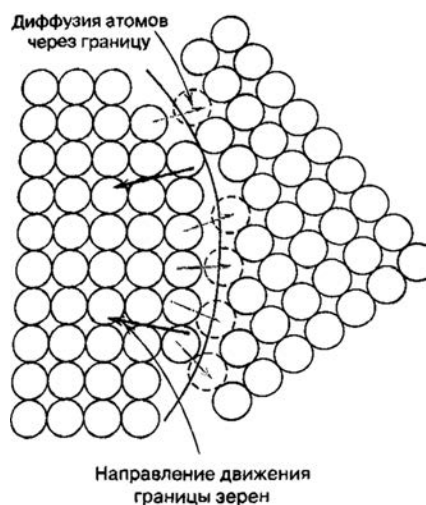


Рисунок 7 — Схема миграции границ зерен, происходящей диффузионным путем [25]
Figure 7 — Scheme of grain boundary migration by diffusion [25]

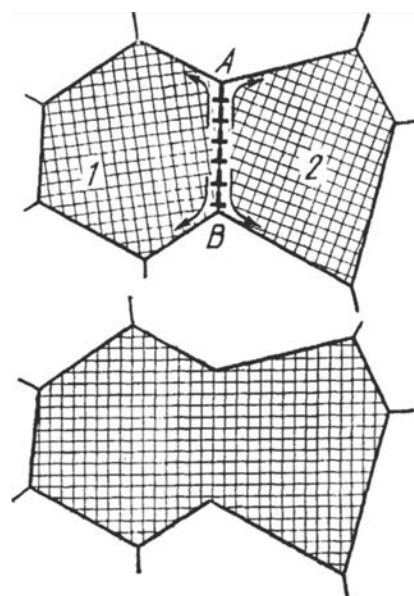


Рисунок 8 — Схема коалесценции зерен 1 и 2, происходящей путем распада дислокационной границы AB [26]
Figure 8 — Scheme of coalescence of grains 1 and 2, which occurs by disintegration of the dislocation boundary AB [26]

о том, что наряду с температурой и продолжительностью выдержки при аустенизации важным фактором, определяющим кинетику роста аустенитного зерна, является скорость нагрева сталей в интервале фазового превращения. При этом увеличение скорости нагрева сталей в температурном интервале $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения впоследствии сопровождается ускоренным ростом сформированных аустенитных зерен и образованием характерных разноразмерных структур в сталях (рисунок 9 а), что свидетельствует о развитии в них процессов коалесценции зерен. Поскольку вероятность реализации механизма коалесценции зерен существенно возрастает с уменьшением угла разориентации между смежными зернами [19, 26, 27], то быстрый рост зерен и формирование разноразмерных структур при ускоренном нагреве и последующей высокотемпературной выдержке легированных сталей указывает на преимущественно малоугловую разориентацию сформированных при таких условиях нагрева аустенитных зерен. В пользу такого вывода могут свидетельствовать данные о механизме аустенитного превращения при нагреве сталей. В частности, в [32] отмечается, что формирование аустенитных зародышей при нагреве происходит по энергетически выгодному двухстадийному механизму с полиморфным $\alpha \rightarrow \gamma$ превращением на первой стадии по сдвиговому механизму и образованием метастабильного малоуглеродистого аустенита пластинчатой формы. При этом метастабильные частицы аустенита, образованные по бездиффузионному сдвиговому механизму, будут ориентационно связаны с исходной α -фазой.

В работах [33, 34] сделано заключение, что увеличение скорости нагрева способствует пе-

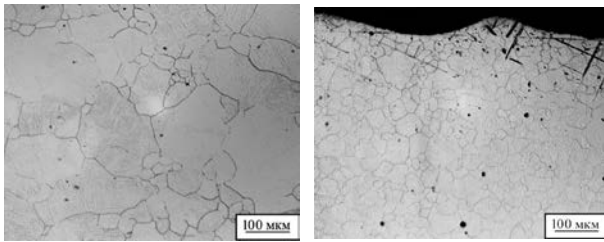


Рисунок 9 — Микроструктура стали 25ХГТ после высокотемпературной обработки, включающей нагрев до 1020 °С с последующей изотермической выдержкой в течение 90 мин: *a* — печной нагрев со скоростью 30–90 град/мин; *b* — режим ступенчатого нагрева (скорость нагрева в интервале фазового $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения составляет 3 град/мин) [31]

Figure 9 — Microstructure of the steel 25KhGT after high-temperature treatment, including heating up to 1020 °C with subsequent isothermal exposure for 90 minutes: *a* — furnace heating at a speed of 30–90 deg/min; *b* — step heating mode (the heating speed in the phase $\alpha \rightarrow \gamma$ conversion interval is 3 deg/min) [31]

ренагреву ферритно-карбидной смеси в область температур, где становится возможным сдвиговое бездиффузионное полиморфное $\alpha \rightarrow \gamma$ превращение с последующим растворением карбидов в γ -железе при высокотемпературной выдержке. Подтверждением указанных особенностей $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения при высоких скоростях нагрева также могут служить результаты исследования кинетики изотермической аустенизации сталей с феррито-перлитной структурой, полученные в работе [35]. В [35] показано (рисунок 10), что время полного образования аустенита в доэвтектоидной стали при температурах 800 и 900 °С уменьшается с 15 до 1 с соответственно. Иначе говоря, в случае быстрого перенагрева доэвтектоидной стали до температур 800–900 °С возрастает вероятность реализации бездиффузионного зарождения аустенитных зерен, ориентационно связанных с исходной ферритной основой.

При этом легирование сталей элементами, уменьшающими диффузионную подвижность атомов железа (увеличивающими энергию активации их самодиффузии), будет способствовать реализации бездиффузионного зарождения аустенита. В связи с этим можно полагать, что в процессе ускоренного нагрева легированных сталей в интервале температур $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения на межфа-

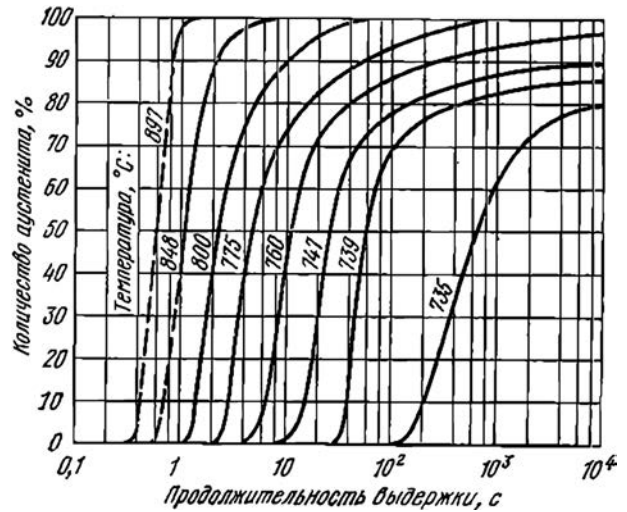


Рисунок 10 — Кинетика изотермического образования аустенита в стали (0,45 %С) с феррито-перлитной исходной структурой [35]
Figure 10 — Kinetics of isothermal formation of austenite in steel (0.45 %C) with ferrite-perlite initial structure [35]

зовых границах между ферритом и цементитом происходит образование по сдвиговому механизму большого количества зародышей γ -фазы, ориентированных по ферритным пластинам исходных перлитных колоний (рисунок 11 *b*). При этом в объемах исходных перлитных колоний образуются комплексы мелких аустенитных зерен, разделенных малоугловыми границами. Сформированные по сдвиговому механизму зерна аустениты наследуют как ориентацию исходной γ -фазы, так и ее дислокационную субструктуру [36].

Далее необходимо отметить, что ускоренное бездиффузионное зарождение зерен аустенита также препятствует адсорбции примесных атомов на границах зерен и тем самым увеличивает их подвижность [6, 10, 11, 18, 37]. Таким образом, формирующаяся при ускоренном нагреве стали мелкозернистая структура характеризуется повышенной склонностью к коалесценции и является метастабильной.

При последующем нагреве до более высоких температур указанная метастабильная мелкозернистая структура с преимущественно дислокационными малоугловыми границами начинает быстро укрупняться по механизму коалесценции

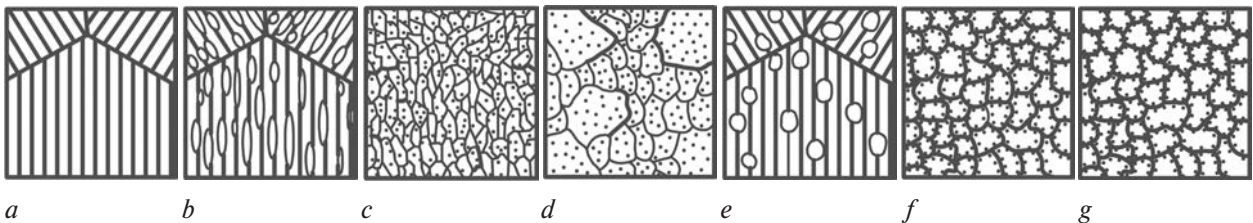


Рисунок 11 — Схема формирования зеренной структуры в сталях при нагреве с различными скоростями (*b, c, d* — ускоренный нагрев; *e, f, g* — медленный нагрев, <10 град/мин): *a* — исходное состояние стали (перлит); *b, e* — стадия формирования зародышей аустенитных зерен; *c, f* — стадия завершения фазовой $\alpha \rightarrow \gamma$ перекристаллизации; *d, g* — стадия высокотемпературной аустенизации (точки на рисунках обозначают атомы примесей, толстые линии — границы с высокоугловой разориентацией)

Figure 11 — Scheme of grain structure formation in steels when heated at different speeds (*b, c, d* — accelerated heating; *e, f, g* — slow heating, <10 deg/min): *a* — initial state of steel (perlite); *b, e* — stage of formation of austenitic grain nuclei; *c, f* — stage of completion of phase $\alpha \rightarrow \gamma$ recrystallization; *d, g* — stage of high-temperature austenization (points in the figures indicate the atoms of impurities, thick lines — boundaries with high-angle disorientation)

с образованием разнотермических структур (см. рисунок 11 *b, c, d*). При этом дислокации из распадающихся границ перемещаются в смежные границы, что приводит к объединению (слиянию) зерен и формированию высокоугловых границ [5, 26, 27]. После объединения нескольких смежных зерен в одно по механизму коалесценции сформированное крупное зерно приобретает дополнительный стимул к укрупнению посредством миграции границ зерен [18, 19].

Как уже указывалось ранее, миграция границ обусловлена стремлением к уменьшению зернограницной энергии (поверхностной энергии границ) поликристаллического тела, т. е. к уменьшению суммарной площади межзеренных границ. При этом зерно, превышающее в размерах соседние зерна и имеющее значительно большее количество сторон (рисунок 12), характеризуется вогнутыми границами и неуравновешенностью сил граничного натяжения [5, 11, 18, 19]. В связи с этим рост такого зерна происходит более интенсивно и сопровождается перемещением границы зерна в сторону выпуклых границ смежных зерен (см. рисунок 12). При этом крупные зерна в процессе миграции растут за счет мелких зерен с выпуклыми гранями вследствие перехода атомов от одного зерна к другому посредством направленной самодиффузии атомов перпендикулярно границе (см. рисунки 7, 12). В результате формируется разнотермическая/крупнозернистая структура, характерная для сталей, прошедших нагрев с относительно высокими скоростями (см. рисунки 9 *a*, 11 *f*).

В случае медленного нагрева сталей в интервале фазового $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения (< 10 град/мин) образование зародышей аустенита происходит по диффузионному механизму с формированием зерен преимущественно высокоугловой разориентации (см. рисунок 11 *e, f*). При этом в процессе формирования аустенитных зерен продвигающаяся высокоугловая граница аустенитного зародыша «выметает» на своем пути дефекты кристаллической решетки и адсорбирует атомы примесей (см. рисунок 11 *e, f*). В результате формируется аустенитная структура с устойчивыми к коалес-

ценции высокоугловыми границами и адсорбированными на них примесными атомами (Ni, Al, Mn, Mo, S, P и т. п.). Указанная зеренная структура характеризуется повышенной стабильностью, поскольку высокая концентрация примесей на границе и их сегрегация в приграничных областях снижает диффузионную подвижность атомов на границе и препятствует ее миграции вследствие уменьшения «пористости» границ [9] и упругого притяжения атомов примеси к границе [11, 17, 18]. Таким образом, медленный нагрев сталей в интервале фазового $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения способствует формированию комплекса аустенитных зерен, разделенных высокоугловыми границами с адсорбированными на них примесными атомами, что обеспечивает повышенную устойчивость зеренной структуры к коалесценции и снижает скорость миграции границ. Указанная зеренная структура обладает повышенной стабильностью в условиях длительных высокотемпературных выдержек, что подтверждается результатами работ [1–3, 31].

Заключение. Проведен анализ существующих сведений о структурном состоянии границ зерен в металлах и влиянии примесей на рост зерен при высокотемпературных нагревах. Показано, что на кинетику роста аустенитного зерна в сталях большое влияние оказывает скорость их нагрева в интервале фазового $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения. Предложена модель, описывающая механизм формирования и роста аустенитных зерен в сталях при нагреве с различными скоростями. В рамках модели сделано заключение, что медленный нагрев сталей в интервале фазового $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения способствует формированию комплекса мелких аустенитных зерен, разделенных высокоугловыми границами с адсорбированными на них примесными атомами, что обеспечивает повышенную устойчивость зеренной структуры к коалесценции и снижает скорость миграции границ при длительной высокотемпературной аустенизации.

Список литературы

1. Кукарко, В.А. Закономерности роста аустенитного зерна в стали 18ХНВА / В.А. Кукарко // *Металловедение и термическая обработка*. — 1981. — № 9. — С. 15–17.
2. Кукарко, В.А. Влияние скорости нагрева цементруемых конструкционных сталей на рост аустенитного зерна при высокотемпературной выдержке / В.А. Кукарко, А.Л. Валько, А.Н. Чичин // *Вес. Нац. акад. наук Беларуси. Сер. физ.-техн. наук*. — 2018. — Т. 63, № 4. — С. 399–406.
3. Кукарко, В.А. Влияние режима нагрева конструкционных сталей при высокотемпературной цементации на величину аустенитного зерна / В.А. Кукарко, А.Л. Валько, А.Н. Чичин // *Актуальные вопросы машиноведения: сб. науч. тр. / Объедин. ин-т машиностроения НАН Беларуси; редкол.: С.Н. Подлубко [и др.]*. — 2017. — № 7. — С. 372–375.
4. Гуляев, А.П. Нафталиновый излом быстрорежущей стали / А.П. Гуляев, Р.П. Лещинская // *МиТОМ*. — 1963. — № 9. — С. 22–27.
5. Новиков, И.И. Дефекты кристаллического строения металлов / И.И. Новиков. — М.: *Металлургия*, 1983. — 232 с.
6. Грабский, М.В. Структура границ зерен в металлах: монография / М.В. Грабский; пер. с польск. — М.: *Металлургия*, 1972. — 160 с.

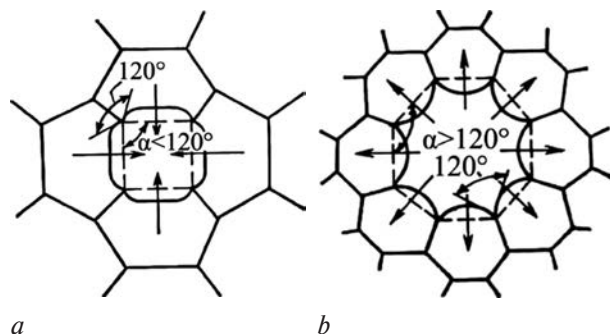


Рисунок 12 — Схема миграции границ зерен [11]: *a* — зерно с выпуклыми границами; *b* — зерно с вогнутыми границами
Figure 12 — Grain boundary migration scheme [11]: *a* — grain with convex boundaries; *b* — grain with concave boundaries

7. Mott, N.F. Slip at Grain Boundaries and Grain Growth in Metals / N.F. Mott // Proceedings of the Physical Society. — 1948. — Vol. 60, No. 4. — Pp. 391–394.
8. Smoluchowski, R. Theory of Grain Boundary Diffusion / R. Smoluchowski // Phys. Rev. — 1952. — Vol. 87. — Pp. 482–487.
9. Li, J.C.M. High-Angle Tilt Boundary — A Dislocation Core Model / J.C.M. Li // J. Appl. Phys. — 1961. — Vol. 32, No. 3. — Pp. 525–534.
10. Мак Лин, Д. Границы зерен в металлах / Д. Мак Лин. — М.: Металлургиздат, 1960. — 324 с.
11. Глейтер, Г. Большеугловые границы зерен / Г. Глейтер, Б. Чалмерс; пер. с англ. — М.: Мир, 1975. — 375 с.
12. Read, W.T. Dislocation Models of Crystal Grain Boundaries / W.T. Read, W. Shockley // Phys. Rev. — 1950. — Vol. 78. — Pp. 275–289.
13. Рид, В.Т. Дислокации в кристаллах / В.Т. Рид. — Металлургиздат, 1957. — 279 с.
14. Gjostein, N.A. Absolute interfacial energies of [001] tilt and twist grain boundaries in copper / N.A. Gjostein, F.N. Rhines // Acta. Met. — 1959. — Vol. 7. — Pp. 319–330.
15. Физическое материаловедение: пер. с англ. / под ред. Р. Кана. — М.: Мир, 1967. — Вып. 3. Дефекты кристаллического строения. Механические свойства металлов и сплавов / под ред. В.М. Розенберга. — 1968. — 484 с.
16. Бокштейн, С.З. Диффузия и структура металлов / С.З. Бокштейн. — М.: Металлургия, 1973. — 208 с.
17. Lukke, K. A quantitative theory of grain-boundary motion and recrystallization in metals in the presence of impurities / K. Lukke, K. Detert // Acta Met. — 1957. — Vol. 5. — Pp. 628–637.
18. Физическое материаловедение: в 3 т. / под ред. Р.У. Кана, П. Хаазена; пер. с англ. — 3-е изд. — М.: Металлургия, 1986. — Т. 1. Атомное строение металлов и сплавов. — 640 с.
19. Горелик, С.С. Рекристаллизация металлов и сплавов / С.С. Горелик. — М.: Металлургия, 1978. — 568 с.
20. Leslie, W.C. Iron and its dilute solid solutions / W.C. Leslie, J.T. Michalak, F.W. Aul. — New York: Interscience Publ., 1963. — 119 p.
21. Бурке, Дж.Е. Рекристаллизация и рост зерен / Дж.Е. Бурке, Д. Тарнбалл; пер. с англ. // Успехи физики металлов: сб. ст. — М.: Металлургиздат, 1956. — Вып. 1. — С. 368–465.
22. Гуляев, А.П. Маталловедение / А.П. Гуляев. — М.: Металлургия, 1986. — 647 с.
23. Винокур, Б.Б. Структура конструкционной легированной стали / Б.Б. Винокур, В.Л. Пилюшенко, О.Г. Касаткин. — М.: Металлургия, 1983. — 216 с.
24. Загуляева, С.В. Рост аустенитного зерна в конструкционной стали / С.В. Загуляева, М.И. Виноград // МиТОМ. — 1971. — № 7. — С. 2–7.
25. Van Vlack, L.H. Elements of Materials Science and Engineering / L.H. Van Vlack. — 6th ed. — Addison-Wesley, 1989. — 598 p.
26. Li, J.C.M. Possibility of Subgrain Rotation during Recrystallization / J.C.M. Li // J. Appl. Phys. — 1962. — Vol. 33, No. 10. — Pp. 2958–2965.
27. Ху, Х. Отжиг монокристаллов кремния и железа / Х. Ху; пер. с англ. // Восстановление и рекристаллизация металлов. — М.: Металлургия, 1966. — 273 с.
28. Виноград, М.И. О механизме роста зерна аустенита в конструкционной стали / М.И. Виноград, Л.Ю. Ульянина, Г.А. Файвилевич // МиТОМ. — 1975. — № 2. — С. 5–9.
29. Гуляев, А.П. Влияние разнородности на механические свойства стали 18Х2Н4ВА / А.П. Гуляев, Л.Н. Серебряникова // МиТОМ. — 1977. — № 4. — С. 2–11.
30. Mechanisms of subgrain coarsening and its effect on the mechanical properties of carbon-supersaturated nanocrystalline hypereutectoid steel / Y.J. Li [et. al.] // Acta Materialia. — 2015. — Vol. 84. — Pp. 110–123.
31. Математическое моделирование и механизм укрупнения аустенитного зерна при высокотемпературном нагреве легированных конструкционных сталей / В.А. Кукареко [и др.] // Механика машин, механизмов и материалов. — 2019. — № 3(48). — С. 58–68.
32. Новиков, И.И. Теория термической обработки металлов: учебник / И.И. Новиков. — 4-е изд., испр. и доп. — М.: Металлургия, 1986. — 480 с.
33. Садовский, В.Д. Структурная наследственность в стали / В.Д. Садовский. — М.: Металлургия, 1973. — 208 с.
34. Попов, А.А. Фазовые превращения в металлических сплавах / А.А. Попов. — М.: Металлургиздат, 1963. — 311 с.
35. Rose, A. Darstellung der Austenitbildung untereutektoidischer Stahle in Zeit-Temperatur-Auflösungs-Schaubildern / A. Rose, W. Strassburg // Stahl und Eisen, 1956. — Vol. 76, No. 15. — Pp. 976–983.
36. Маталловедение и термическая обработка стали: справочник; в 3 т. / под ред. М.Л. Бернштейна, А.Г. Рахштадта. — 3-е изд., перераб. и доп. — М.: Машиностроение, 1983. — Т. 2. Основы термической обработки. — 368 с.
37. Бернштейн, М.Л. Термомеханическая обработка стали / М.Л. Бернштейн, В.А. Займовский, Л.М. Капуткина; под ред. М.Л. Бернштейна. — М.: Металлургия, 1983. — 480 с.

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

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

Products of Collective Use¹

E-mail: v_kukareko@mail.ru

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

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

Products of Collective Use¹

CHICHIN Aleksey N.

Process Engineer²

¹Joint Institute of Mechanical Engineering of the NAS of Belarus, Minsk, Republic of Belarus

²OJSC “Minsk Tractor Works”, Minsk, Republic of Belarus

Received 16 December 2019.

STRUCTURE OF GRAIN BOUNDARIES AND MECHANISM OF STABILIZATION OF THE GRAIN STRUCTURE OF STEELS BY STEP HEATING TO AUSTENIZATION TEMPERATURES

An analysis of the existing information on the structural state of grain boundaries in metals and the effect of impurities on grain growth during high-temperature heating is carried out. It is established that the heating rate in the interval of phase $\alpha \rightarrow \gamma$ transformation has a great influence on the kinetics of growth of austenitic grain. Based

on experimental and published data, a model is proposed that describes the mechanism of formation and growth of austenitic grains in steels upon heating at different speeds. It is concluded that slow heating of steel in the interval of phase $\alpha \rightarrow \gamma$ transformation leads to the formation of grains with predominantly high-angle misorientation and adsorption at the boundaries of impurity atoms, which contributes to the stabilization of the grain structure.

Keywords: grain boundaries, structure, impurity atoms, growth of austenitic grain, step heating

References

- Kukareko V.A. Zakonomernosti rosta austenitnogo zerna v stali 18KhNVA [Regularities of growth of austenitic grain in steel 18KhNVA]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka* [Metal science and heat treatment], 1981, no. 9, pp. 15–17.
- Kukareko V.A., Valko A.L., Chichin A.N. Vliyaniye skorosti tsementiruemykh konstruktsionnykh staley na rost austenitnogo zerna pri vysokotemperaturnoy vyderzhke [The influence of the heating rate of cemented constructional steels on the growth of austenitic grain in the process of high-temperature holding]. *Vesti Natsyonal'noy akademii nauk Belarusi. Seryya fiziko-tekhnichnykh nauk* [Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series], 2018, vol. 63, no. 4, pp. 399–406.
- Kukareko V.A., Valko A.L., Chichin A.N. Vliyaniye rezhima nagreva konstruktsionnykh staley pri vysokotemperaturnoy tsementatsii na velichinu austenitnogo zerna [Impact of the mode of construction steels heating at high-temperature cementation on the amount of austenite grain]. *Aktualnye voprosy mashinovedeniya* [Topical issues of mechanical engineering], 2017, iss. 6, pp. 372–375.
- Gulyaev A.P., Leshchinskaya R.P. Naftalinisty izlom bystrorozhushchey stali [Naphthalene fracture of high-speed steel]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov* [Metal science and heat treatment of metals], 1963, no. 9, pp. 22–27.
- Novikov I.I. *Defekty kristallicheskogo stroeniya metallov* [Defects in the crystal structure of metals]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1983. 232 p.
- Grabski M.W. *Struktura granic ziarn w metalach*. Katowice, Śląsk, 1969.
- Mott N.F. Slip at Grain Boundaries and Grain Growth in Metals. *Proceedings of the Physical Society*, 1948, vol. 60, no. 4, pp. 391–394.
- Smoluchowski R. Theory of Grain Boundary Diffusion. *Physical Review*, 1952, vol. 87, pp. 482–487.
- Li J.C.M. High-Angle Tilt Boundary – A Dislocation Core Model. *Journal of Applied Physics*, 1961, vol. 32, no. 3, pp. 525–534.
- McLean D. *Grain boundaries in metals*. Oxford, Clarendon Press, 1957.
- Gleiter H., Chalmers B. *High-Angle Grain Boundaries*. Oxford, Pergamon Press, 1972.
- Read W.T., Shockley W. Dislocation Models of Crystal Grain Boundaries. *Physical Review*, 1950, vol. 78, pp. 275–289.
- Read W.T. *Dislocations in Crystals*. London, McGraw-Hill, 1953. 256 p.
- Gjostein N.A., Rhines F.N. Absolute interfacial energies of [001] tilt and twist grain boundaries in copper. *Acta Materialia*, 1959, vol. 7, pp. 319–330.
- Cahn R.W. *Physical metallurgy*. 1st ed. New York, Wiley, 1965. 1100 p.
- Bokshteyn S.Z. *Diffuziya i struktura metallov* [Diffusion and structure of metals]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1973. 208 p.
- Lukke K., Detert K. A quantitative theory of grain-boundary motion and recrystallization in metals in the presence of impurities. *Acta Materialia*, 1957, vol. 5, pp. 628–637.
- Cahn R.W., Haasen P. *Physical metallurgy*. 3rd ed. New York, North-Holland Physics Pub., 1983. 2050 p.
- Gorelik S.S. *Rekristallizatsiya metallov i splavov* [Recrystallization of metals and alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1978. 568 p.
- Leslie W.C., Michalak J.T., Aul F.W. *Iron and its dilute solid solutions*. New York, Interscience Publ., 1963. 119 p.
- Burke J.E., Turnbull D. Recrystallization and grain growth. *Progress in Metal Physics*, 1952, vol. 3, pp. 220–244.
- Gulyaev A.P. *Metallovedenie* [Metal science]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1986. 647 p.
- Vinokur B.B., Pilyushenko V.L., Kasatkin O.G. *Struktura konstruktsionnoy legirovannoy stali* [Structure of structural alloyed steel]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1983. 216 p.
- Zagulyaeva S.V., Vinograd M.I. Rost austenitnogo zerna v konstruktsionnoy stali [Austenitic grain growth in structural steel]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov* [Metal science and heat treatment of metals], 1971, no. 7, pp. 2–7.
- Van Vlack L. *Elements of Materials Science and Engineering*. Addison-Wesley, 1989. 598 p.
- Li J.C.M. Possibility of Subgrain Rotation during Recrystallization. *Journal of Applied Physics*, 1962, vol. 33, no. 10, pp. 2958–2965.
- Hu H. Annealing of Silicon Iron Single Crystals. *Recovery and Recrystallization of Metals*, 1963, pp. 311–378.
- Vinograd M.I., Uyanina L.Yu., Fayvilevich G.A. O mekhanizme rosta zerna austenita v konstruktsionnoy stali [On the mechanism of austenite grain growth in structural steel]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov* [Metal science and heat treatment of metals], 1975, no. 2, pp. 5–9.
- Gulyaev A.P., Serebrennikova L.N. Vliyaniye raznoznernosti na mekhanicheskie svoystva stali 18Kh2N4VA [Effect of grain size on the mechanical properties of steel 18Kh2N4VA]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov* [Metal science and heat treatment of metals], 1977, no. 4, pp. 2–11.
- Li Y.J., Kostka A., Choi P., Goto S., Ponge D., Kirchheim R., Raabe D. Mechanisms of subgrain coarsening and its effect on the mechanical properties of carbon-supersaturated nanocrystalline hypereutectoid steel. *Acta Materialia*, 2015, vol. 84, pp. 110–123.
- Kukareko V.A., Gatsuro V.M., Grigorichik A.N., Chichin A.N. Matematicheskoe modelirovaniye i mekhanizm polucheniya austenitnogo zerna pri vysokotemperaturnom nagreve legkikh konstruktsionnykh elementov [Mathematical modeling and mechanism of coarsening of austenitic grain at high-temperature heating of alloyed structural steels]. *Mekhanika mashin, mekhanizmov i materialov* [Mechanics of machines, mechanisms and materials], 2019, no. 3(48), pp. 58–68.
- Novikov I.I. *Teoriya termicheskoy obrabotki metallov* [Theory of heat treatment of metals]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1986. 480 p.
- Sadovskiy V.D. *Strukturnaya nasledstvennost v stali* [Structural heredity in steel]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1973. 208 p.
- Popov A.A. *Fazovye prevrashcheniya v metallicheskie elementy* [Phase transformations in metal alloys]. Moscow, Metallurgizdat Publ., 1950. 311 p.
- Rose A., Strassburg W. Darstellung der Austenitbildung untereutektoidischer Stähle in Zeit-Temperatur-Auflösungs-Schaubildern. *Stahl und Eisen*, 1956, vol. 76, no. 15, pp. 976–983.
- Bernshteyn M.L., Rakhshadt A.G. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka stali. Tom 2. Osnovy termicheskoy obrabotki* [Metal science and heat treatment of steel. Volume 2. Basics of heat treatment]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1983. 368 p.
- Bernshteyn M.L., Zaymovskiy V.A., Kaputkina L.M. *Termomekhanicheskaya obrabotka stali* [Thermomechanical treatment of steel]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1983. 480 p.