

### Структура. Напряжения. Диагностика. Ресурс

Сборник научных трудов, посвященный 70-летию доктора технических наук, профессора А. Н. Смирнова



Министерство образования и науки Российской Федерации

Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования

«Кузбасский государственный технический университет имени Т. Ф. Горбачева»

## Структура. Напряжения. Диагностика. Ресурс

Сборник научных трудов, посвященный 70-летию доктора технических наук, профессора **А. Н. Смирнова** 

Кемерово 2017

#### УДК 620:621

#### ББК 72.4

**C87** 

#### Под общей редакцией Н. В. Абабкова

Структура. Напряжения. Диагностика. Ресурс [Текст]: сборник научных трудов, посвященный 70-летию доктора технических наук, профессора А. Н. Смирнова / под общ. ред. Н. В. Абабкова; КузГТУ. – Кемерово: Куз-ГТУ, 2017. – 384 с.

#### ISBN 978-5-906969-43-9

Представлены научные труды известных ученых и специалистов в области физики металлов, материаловедения, технической диагностики и неразрушающего контроля металла различных промышленных объектов.

Сборник подготовлен на кафедре технологии машиностроения ФГБОУ ВО «Кузбасский государственный технический университет имени Т. Ф. Горбачева» и предназначен для научных сотрудников, аспирантов и студентов технических направлений подготовки и профилей.

Научные статьи приводятся в авторской редакции. За содержание представленной в статьях информации ответственность несут авторы.

ISBN 978-5-906969-43-9

УДК 620 : 621 ББК 72.4

© Коллектив авторов, 2017 © КузГТУ, 2017

#### ЗАКОНОМЕРНОСТИ ЭВОЛЮЦИИ ФАЗОВОГО СОСТАВА И ДЕФЕКТНОЙ СУБСТРУКТУРЫ БЕЙНИТНОЙ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ ПРИ СЖАТИИ

Е. Н. Никитина<sup>1</sup>, канд. техн. наук, доцент, К. В. Аксёнова<sup>1</sup>, канд. техн. наук, доцент, В. Е. Громов<sup>1\*</sup>, д-р физ.-мат. наук, профессор,
Ю. Ф. Иванов<sup>2, 3</sup>, д-р физ.-мат. наук, профессор, В. А. Гришунин<sup>1</sup>, канд. техн. наук, доцент, О. Ю. Ефимов<sup>4</sup>, д-р техн. наук, профессор

ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет»<sup>1</sup>, г. Новокузнецк ФГБАУ ВО «Национальный исследовательский Томский политехнический университет»<sup>2</sup>, г. Томск ФГБУН «Институт сильноточной электроники СО РАН»<sup>3</sup>, г. Томск ОАО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат»<sup>4</sup>, г. Новокузнецк E-mail: gromov@physics.sibsiu.ru\*

Методами современного физического материаловедения экспериментально исследованы на количественном уровне дислокационная субструктура и фазовый состав бейнитной стали 30Х2Н2МФА, подвергнутой пластической деформации сжатием до разрушения. Определены качественные и количественные параметры структуры, среди которых основное внимание уделено карбидной фазе, перераспределению углерода, скалярной плотности дислокаций, внутренним полям напряжений, их источникам, кривизне-кручению кристаллической решетки. Выявлено формирование каналов локализованной деформации. Проведены оценки механизмов деформационного упрочнения бейнитной стали. Показано, что наибольший вклад в величину деформационного упрочнения исследуемой стали дает субструктурное упрочнение (упрочнение, обусловленное дальнодействующими внутренними полями напряжений и фрагментацией структуры) и твердорастворное упрочнение, обусловленное внедрением атомов углерода в кристаллическую решетку феррита. Выполнен анализ физических основ повышения прочности конструкционной стали 30Х2Н2МФА при деформировании. Высказано предположение, что причиной разупрочнения стали с бейнитной структурой при больших (более 15 %) степенях деформации является активация процесса деформационного микродвойникования.

**Ключевые слова:** упрочнение, бейнит, деформация, цементит, дислокационная субструктура, механизмы, сталь, эволюция, микродвойникование.

#### Введение

В последние годы поиск возможностей создания и использования высокопрочных сталей с бейнитной структурой привлекает все больше внимания исследователей в области физического материаловедения [19; 20; 22; 23]. Бейнитные стали представляют собой новый тип сталей, в которых сочетается одновременно высокая прочность, повышенная ударная вязкость и хорошая свариваемость, благодаря чему обеспечиваются высокие служебные характеристики и сравнительно малая себестоимость производства конструкций [18].

Известно, что механические свойства стали определяются состоянием ее структуры. Общепризнано, что основными факторами, определяющими механические свойства материала, являются структура твердого раствора, наноразмерные частицы вторых фаз (карбиды, нитриды, карбонитриды и т. д.), дислокационная структура, типы и расположение различного рода границ, внутренние поля напряжений. Необходимость тщательного и всестороннего анализа эволюции структурно-фазовых состояний стали с бейнитной структурой, формирующихся при деформационном упрочнении, обусловлена научным и прикладным характером решаемых задач.

Конструкционные стали с бейнитной структурой, обладающие целым рядом высоких эксплуатационных свойств, широко используются в автомобилестроении, энергетике, производстве рельсов, труб для нефтегазовой отрасли промышленности и т. д. [2; 3; 10]. Это штампованные емкости, корпуса котлов, грузоподъемные краны, различные стойки, паровые установки и т. п.

Несмотря на значительное количество работ, посвященных бейнитным сталям, к моменту постановки настоящих исследований основное внимание было акцентировано на анализе особенностей бейнитного превращения в сталях. Закономерности и механизмы изменения фазового состава и состояния дефектной субструктуры стали анализировались в основном на качественном уровне. В связи с этим, **целью работы** является установление закономерностей эволюции фазового состава, дефектной субструктуры и выявление механизмов деформационного упрочнения бейнитной стали 30X2H2MФА, деформированной одноосным сжатием при комнатной температуре [9; 21].

#### Материал и методики исследования

В качестве материала исследования была использована конструкционная сталь 30Х2H2МФА [13]. Аустенизацию стали проводили при температуре 960 °C, 1,5 ч; охлаждение осуществляли на воздухе. Деформацию стали проводили одноосным сжатием со скоростью ~ $7 \cdot 10^{-3}$  с<sup>-1</sup> столбиков размерами 4х4х6 мм<sup>3</sup> на испытательной машине типа «Инстрон». Сжатие как способ деформации было удобно использовать, поскольку в этом случае удается достигать более глубоких деформаций, чем при растяжении. Исследования структуры и фазового состава стали осуществляли методами электронной дифракционной микроскопии тонких фольг [15; 17].

#### Результаты исследований и их обсуждение

Характерный вид кривой деформационного упрочнения конструкционной стали 30Х2Н2МФА с бейнитной структурой приведен на рис. 1, *а*.

Математическая обработка кривых деформационного упрочнения показывает, что зависимость  $\sigma$ - $\epsilon$  имеет параболический вид и описывается полиномом четвертой степени.



# Рис. 1. Характерная кривая деформационного упрочнения стали 30Х2Н2МФА с бейнитной структурой (*a*) и зависимость коэффициента деформационного упрочнения от степени деформации (*б*)

Как правило, деформационное упрочнение стали характеризуется коэффициентом деформационного упрочнения  $\theta = \frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon}$ , выявляемым путем дифференцирования зависимости  $\sigma$ - $\varepsilon$ . Анализируя приведенные на рис. 1,  $\delta$ , результаты, можно выделить две стадии деформационного упрочнения стали: стадию с параболической зависимостью  $\sigma$ - $\varepsilon$  или убывающим коэффициентом упрочнения  $\Theta$  и стадию со слабо изменяющимся и низким значением коэффициента упрочнения.

Если сопоставить вид зависимости  $\sigma$ - $\epsilon$  и  $\Theta$ - $\epsilon$  с тем, что наблюдается на этой стадии в ГЦК-сплавах, где стадийность кривых течения к настоящему моменту хорошо изучена, то вышеупомянутые стадии следует называть стадиями III и IV. Разрушение испытываемых образцов бейнитной стали происходило при  $\epsilon = 0,43...47$  путем хрупкого скола под углом  $\approx$ 45 ° к оси деформации с образованием нескольких крупных осколков.

В результате бейнитного превращения при непрерывном охлаждении в стали 30Х2Н2МФА образуется многофазная структура, представленная α-фазой (твердый раствор на основе ОЦК кристаллической решетки), γ-фазой (остаточный аустенит, твердый раствор на основе ГЦК кристаллической решетки) и карбидом железа (в низко- и среднеуглеродистых сталях – цементит) [8; 14]. Основной фазой данного класса сталей является αфаза; объемная доля остаточного аустенита изменяется в пределах до 10 %, объемная доля частиц карбидной фазы изменяется в пределах 1–2 %.

Мартенситный (сдвиговый) механизм формирования феррита приводит к образованию в пластинах бейнита дислокационной субструктуры сетчатого типа с относительно высокой скалярной плотностью дислокаций, составляющей в исследуемой стали величину  $\approx 7 \cdot 10^{10}$  см<sup>-2</sup> (рис. 2, *a*). Пластическая деформация стали приводит к увеличению скалярной плотности дислокаций (рис. 2, *a*). При этом тип дислокационной субструктуры не изменяется.

Анализируя результаты, представленные на рис. 2, *a*, можно выделить два участка на зависимости скалярной плотности дислокаций от степени деформации. На первом участке (0 % < $\epsilon$ < 18 %) наблюдается линейное увеличение скалярной плотности дислокаций; на втором (18 % < $\epsilon$ < 36 %), равном по продолжительности первому, – рост плотности дислокаций не выявляется. Данное обстоятельство может быть обусловлено как трудностью анализа дислокационной субструктуры при плотностях дислокаций, больших  $\approx 10^{11}$  см<sup>-2</sup>, что обусловлено перекрытием ядер близко расположенных дислокаций, так и возможностью реализации недислокационного механизма деформации материала.

Одним из таких механизмов формоизменения образца, реализующихся при деформации, может быть двойникование. Действительно, выполненные в настоящей работе исследования выявили существенное увеличение объема материала, содержащего деформационные микродвойники, при степени деформации, превышающей  $\approx 18$  % (рис. 2,  $\delta$ ).



Рис. 2. Зависимость от степени деформации скалярной плотности дислокаций (*a*) и объема материала, содержащего микродвойники (*б*)

Упругие напряжения, имеющие место при реализации сдвигового механизма  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращения, приводят не только к формированию субструктуры с высокой скалярной плотностью дислокаций, но и к фрагментации пластин бейнита, т. е. к разбиению пластин на области с малоугловой разориентацией. Деформация стали приводит к уменьшению средних продольных размеров фрагментов (поперечные размеры фрагментов ограничены границами пластин бейнита и при деформации практически не изменяются).

Деформация стали сопровождается формированием внутренних полей напряжений, которые методами электронной микроскопии тонких фольг выявляются при анализе изгибных экстинкционных контуров [15; 17].

Выполненные исследования показали, что с увеличением степени деформирования увеличивается поверхностная плотность контуров (рис. 3, *a*) (количество контуров на единицу площади снимка) и снижаются их средние поперечные размеры (рис. 3,  $\delta$ ).



Рис. 3. Зависимость от степени деформации поверхностной плотности изгибных экстинкционных контуров (*a*) и их средних поперечных размеров (б)

Первый факт указывает на увеличение количества концентраторов напряжений в материале с ростом степени деформации, второй – на рост амплитуды изгиба-кручения кристаллической решетки материала [4–6].

В процессе деформации стали наблюдается изменение состояния карбидной фазы. Увеличение степени деформации приводит к уменьшению средних размеров, плотности и объемной доли частиц карбида железа. Одновременно с этим изменяется морфология частиц.

Во-первых, преобразуется пространственная форма частиц: исходно пластинчатые частицы на последней стадии деформации трансформируются в эллипсоидальные. Анализ результатов показывает, что коэффициент формы k = L/d снижается от  $k \approx 8$  в исходном состоянии стали до  $k \approx 5$  на стадии разрушения образцов.

Во-вторых, изменяется место расположения частиц цементита: с увеличением степени деформации объемная доля частиц, расположенных на границах пластин бейнита, заметно увеличивается. Данный факт указывает на растворение частиц цементита, расположенных в объеме пластин при взаимодействии с движущимися дислокациями, выход атомов углерода из частиц карбидной фазы на дислокации (формирование атмосфер Коттрелла и Сузуки), перенос атомов углерода дислокациями на границы раздела пластин с последующим образованием частиц карбидной фазы (аналог деформационного старения стали).

В-третьих, внутри кристаллов бейнита (на дислокациях и границах фрагментов) обнаруживаются частицы округлой формы, количество которых с ростом степени деформации растет. Данный факт указывает на деформационное старение стали, т. е. формирование новых частиц цементита в процессе деформирования материала.

Изложенные факты свидетельствуют о протекании в стали в процессе деформации двух конкурирующих процессов – растворения частиц цементита, образовавшихся в процессе бейнитного превращения в объеме пластин феррита, и выделения в процессе «деформационного старения» частиц цементита на элементах дислокационной субструктуры. Суммарная объемная доля цементита при этом при больших степенях деформации ( $\varepsilon > 10$  %) снижается. Это означает, что углерод в атомарном виде переходит на дефекты кристаллической решетки стали (дислокации, субграницы и границы) и в твердый раствор на основе  $\alpha$ -фазы.

Выявленные количественные закономерности изменения параметров структуры стали в процессе пластического деформирования позволили оценить относительное содержание атомов углерода в структурных элементах стали.

С увеличением степени деформации количество атомов углерода, расположенных в твердом растворе на основе  $\alpha$ -железа (рис. 4, кр. 1), формирующих частицы цементита, расположенные на внутрифазных границах (рис. 4, кр. 2) и расположенных на дефектах кристаллической структуры (рис. 4, кр. 3), увеличивается. Количество атомов углерода, формирующих частицы цементита, лежащие в объеме пластин бейнита (рис. 4, кр. 4), и расположенных в твердом растворе на основе  $\gamma$ -железа (рис. 4, кр. 5), снижается. Следовательно, пластическая деформация стали с бейнитной структурой сопровождается существенным перераспределением атомов углерода. Если в исходном состоянии основное количество атомов углерода было сосредоточено в частицах цементита, то на заключительной стадии деформирования предпочтительным местом расположения углерода является кристаллическая решетка на основе  $\alpha$ -железа.

К настоящему времени установлено фундаментальное положение, что пластическая деформация всегда развивается неоднородно и склонна к локализации на разных масштабных уровнях.

При степени деформации 36 % и более в бейнитной структуре стали отмечено формирование областей локализации деформации, располагающихся вдоль границ раздела соседних пластин бейнита или границ зерен (рис. 5, *a*).

Такие области на темнопольных изображениях в матричных рефлексах проявляются в виде крапчатого контраста. Микроэлектронограммы, полученные с таких областей, имеют, как правило, квазикольцевое строение. Эти области простираются на несколько микрометров в длину и имеют в поперечнике ~ 0,5 мкм. С ростом степени деформации средние размеры каналов деформации увеличиваются.



Рис. 4. Зависимость от степени деформации концентрации атомов углерода, расположенных в кристаллической решетке на основе α-Fe (1), в частицах цементита, лежащих на внутрифазных границах (2), на дефектах структуры (3), в частицах цементита, лежащих в объеме пластин бейнита (4), в кристаллической решетке на основе γ-Fe (5)

Канал деформации имеет слоистое строение, напоминая этим структуру пакета мартенсита. Слои сформированы кристаллитами, размеры которых изменяются в пределах 50–100 нм. Кольцевое строение микроэлектронограммы, полученной в области локализации (канала деформации) (рис. 5,  $\delta$ ), указывает на преимущественно большеугловую разориентацию формирующих его кристаллитов.

С ростом степени деформации объем материала, занятый каналами деформации, возрастает, достигая на момент разрушения стали нескольких процентов.

В канале деформации субструктура является фрагментированной, однако размеры фрагментов много меньше, чем в основном объеме материала. Кроме того, фрагменты в канале деформации изотропны по форме. Если судить по размеру фрагментов, то следует полагать, что в канале деформации локализован сдвиг, в несколько раз превосходящий средний. Различие формы фрагментов в матрице (высокоанизотропные фрагменты) и каналах (изотропные фрагменты) свидетельствует о различных механизмах их формирования.

Следующая особенность структуры каналов деформации связана с поведением в них изгибных экстинкционных контуров. Отметим, что изгибные контуры экстинкции отмечают области с одинаковой ориентацией конкретных плоскостей отражения по отношению к падающему пучку электронов. Как в канале деформации, так и в прилегающих к нему областях присутствуют участки одной ориентации или близких, вытянутые приблизительно параллельно длинной стороне канала. Поскольку при сжатии, как правило, возникает значительное количество участков с турбулентным течением, такое сопоставление может пролить свет на природу каналов деформации. А именно – условия деформирования в них таковы, что работа деформации оказывается ниже, чем в соседних участках. Можно предположить, что основную роль здесь играет локальный разогрев материала.



Рис. 5. Каналы деформации, формирующиеся в стали 30Х2Н2МФА с бейнитной структурой; ε = 43 %: *a* – светлое поле; *б* – микроэлектронограмма. На *a* стрелками обозначены

каналы деформации

Еще одной особенностью каналов деформации являются значительные поля напряжений, локализованные внутри них и в прилегающих к ним областях. Возможны два механизма релаксации этих полей напряжений. Во-первых, путем фрагментации. В этом случае образуются цепочки фрагментов малых размеров и близкой ориентации, расположенные вдоль канала деформации. Во-вторых, путем развития микротрещин.

Проведены оценки величин вкладов следующих механизмов: вклад, обусловленный трением решетки матрицы; вклад от внутрифазных границ; от дислокационной субструктуры; присутствия частиц карбидных фаз; от атомов легирующих элементов; дальнодействующих полей напряжений. Оценки вкладов различных механизмов упрочнения и суммарной прочности стали проводили для состояний, формирующихся на различных стадиях деформационного упрочнения стали. Это позволило провести анализ эволюции механизмов упрочнения стали и прочности стали в целом в зависимости от степени деформации. Анализ природы деформационного упрочнения стали, выполненный таким образом, показал, что упрочнение стали с бейнитной структурой носит многофакторный характер.

Отчетливо видно, что относительно большой вклад в упрочнение стали вносят твердорастворное упрочнение (рис. 6, кр. 2), внутренние поля напряжений (рис. 6, кр. 3) и на заключительной стадии деформирования субструктурное упрочнение (упрочнение внутрифазными границами) (рис. 6, кр. 1). Сравнительно малое упрочнение оказывает дислокационная субструктура (рис. 6, кр. 4) и частицы карбидной фазы (рис. 6, кр. 5).



Рис. 6. Зависимость от степени деформации стали с бейнитной структурой вклада в напряжение течения от внутрифазных границ (1), твердорастворного упрочнения (2), внутренних полей напряжений (3), дислокационной субструктуры (4) и частиц цементита (5)

На рис. 7 приведены кривые деформационного упрочнения стали с бейнитной структурой, рассчитанная по результатам оценок механизмов упрочнения (рис. 7, кр. 1), и выявленная на эксперименте (рис. 7, кр. 2). Отчетливо видно, что зависимость  $\sigma$ - $\varepsilon$ , полученная при анализе механизмов упрочнения стали (рис. 7, кр. 1), при степенях деформации, превышающих  $\approx$ 15 %, существенным образом превышает значения, выявленные на эксперименте (рис. 7, кр. 2). С ростом степени деформации расхождение экспериментально полученной и теоретически рассчитанной кривых деформационного упрочнения стали усиливается.

Электронно-микроскопические исследования стали с бейнитной структурой выявили протекание процесса деформационного микродвойникования (рис. 2,  $\delta$ ). Характерное изображение структуры деформированной стали с микродвойниками представлено на рис. 8,  $\delta$ . Можно предположить, что выявленные расхождения экспериментально полученной и теоретически рассчитанной кривых деформационного упрочнения стали, наиболее значимые при больших степенях деформации, обусловлены включением в процесс деформирования стали микродвойникования.



Рис. 7. Кривые деформационного упрочнения стали, рассчитанные по результатам оценок механизмов упрочнения (1), и выявленная на эксперименте (2)



Рис. 8. Электронно-микроскопическое изображение микродвойников (указаны стрелками) после деформации ε = 30 %

#### Заключение

Выявлена стадийность деформационного упрочнения конструкционной стали с бейнитной структурой. Выделены две стадии деформационного упрочнения: стадия с параболической зависимостью  $\sigma$ - $\epsilon$  или убывающим коэффициентом упрочнения  $\Theta$  и стадия со слабо изменяющимся коэффициентом упрочнения  $\Theta$ .

Выявлен сложный взаимосвязанный характер эволюции в процессе деформации фазового состава и дефектной субструктуры конструкционной бейнитной стали, проявляющийся на макро- (образец в целом), мезо-(пластины бейнита, прослойки остаточного аустенита, продольные размеры фрагментов), микро- (дефектная структура пластин бейнита, частицы карбидной фазы, каналы локализованной деформации), нано- (перераспределение атомов углерода, параметр кристаллической решетки, кристаллы в каналах деформации) масштабных уровнях.

Установлено, что с увеличением степени деформации стали наблюдается уменьшение продольных размеров фрагментов пластин бейнита; увеличение плотности микродвойников, скалярной и избыточной плотности дислокаций, линейной плотности изгибных экстинкционных контуров и амплитуды внутренних дальнодействующих полей напряжений. В совокупности указанные процессы приводят к формированию в материале областей с критической субструктурой, способной к формированию микротрещин с последующим разрушением образца.

Выявлено формирование в процессе деформации стали с  $\varepsilon > 30$  % каналов локализованной деформации – особых наноструктурных состояний материала, располагающихся вдоль границ раздела соседних пластин бейнита или границ зерен. В них локализован сдвиг, в несколько раз превосходящий средний по материалу.

Установлено, что деформационное упрочнение конструкционной стали с бейнитной структурой носит многофакторный характер. Наибольший вклад в величину деформационного упрочнения вносит субструктурное упрочнение (упрочнение, обусловленное дальнодействующими внутренними полями напряжений и фрагментацией структуры) и твердорастворное упрочнение, обусловленное внедрением атомов углерода в кристаллическую решетку феррита. Причиной разупрочнения стали с бейнитной структурой при больших (более 15 %) степенях деформации является активация процесса деформационного микродвойникования.

Работа выполнена при финансовой поддержке стипендии Президента Российской Федерации для молодых ученых и аспирантов, осуществляющих перспективные научные исследования и разработки по приоритетным направлениям модернизации российской экономики (проект СП 1335.2016.1).

#### Список литературы

1. Гольдштейн М. И., Фарбер Б. М. Дисперсионное упрочнение стали. М.: Металлургия, 1979. 208 с.

2. Гудремон Э. Специальные стали: пер. с нем. Т. I и II. М.: Металлургия, 1966. 1274 с.

3. Железнодорожные рельсы из бейнитной стали / В. В. Павлов, Л. А. Годик, Л. В. Корнева и др. // Металлург. 2007. № 4. С. 51–53.

4. Закаленная конструкционная сталь: структура и механизмы упрочнения / Ю. Ф. Иванов, Е. В. Корнет, Э. В. Козлов, В. Е. Громов. Новокузнецк: Изд-во СибГИУ, 2010. 174 с.

5. Конева Н. А., Козлов Э. В. Природа субструктурного упрочнения // Известия вузов. Физика. 1982, № 8. С. 3–14.

6. Конева Н. А., Козлов Э. В. Физика субструктурного упрочнения // Вестник ТГАСУ. 1999. № 1. С. 21–35.

7. Конева Н. А., Козлов Э. В. Физическая природа стадийности пластической деформации // Структурные уровни пластической деформации и разрушения / под ред. В. Е. Панина. Новосибирск: Наука, Сибирское отделение, 1990. С. 123–186.

8. Курдюмов В. Г., Утевский Л. М., Энтин Р. И. Превращения в железе и стали. М.: Наука, 1977. 236 с.

9. Локализация пластической деформации стали с бейнитной структурой на наноуровне / Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, А. М. Глезер и др. // Деформация и разрушение материалов. 2016. № 8. С. 18–21.

10. Матросов Ю. И., Литвиненко Д. А., Голованенко С. А. Сталь для магистральных газопроводов. М.: Металлургия. 1989. 288 с.

11. Пикеринг Ф. Б. Физическое металловедение и разработка сталей: пер. с англ. М.: Металлургия, 1982. 184 с.

12. Предводителев А. А. Современное состояние исследований дислокационных ансамблей // Проблемы современной кристаллографии. М.: Наука, 1975. С. 262–275.

13. Приданцев М. В., Давыдова Л. Н., Тамарина А. М. Конструкционные стали: справочник. М.: Металлургия. 1980. 288 с.

14. Счастливцев В. М., Калетина Ю. В., Фокина Е. А. Остаточный аустенит в легированных сталях. Екатеринбург: УрО РАН, 2014. 236 с.

15. Утевский Л. М. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении. М.: Металлургия, 1973. 584 с.

16. Штремель М. А. Прочность сплавов: учебник для вузов. Ч. II. Деформация. М.: МИСИС, 1997. 527 с.

17. Электронная микроскопия тонких кристаллов / П. Хирш, А. Хови, Р. Николсон и др. М.: Мир. 1968. 574 с.

18. Bhadeshia H.K.D.H. Bainite in Steels. 2nd ed. / The Institute of Materials. London, 2001. 460 p.

19. Borgenstam A., Hillert M., Agren J. Metallographic evidence of carbon diffusion in the growth of bainite // Acta Materialia. 2009. Vol. 57, is. 11. P. 3242–3252.

20. Carbon partitioning to austenite from martensite or bainite during the quench and partition process: A critical assessment / A. J. Clarke, J. G. Speer, M. K. Miller et al. // Acta Materialia. 2008. Vol. 56, is. 1. P. 16–22.

21. Nikitina E. N., Gromov V. E., Aksenova K. V. Evolution of the Defect Subsystem of Structural Steel with Bainite Structure on Deformation // Steel in Translation. 2015. Vol. 45. №. 8. P. 571–574.

22. Ohmori Y., Jung Y.-C., Nakai K., Shiori H. Bainite transformation and the diffusional migration of bainite/austenite broad interfaces in Fe-9%Ni-C alloys // Acta Materialia. 2001. Vol. 49, is. 6. P. 3149–3162.

23. Sourmail T., Smanio V. Low temperature kinetics 3a bainite formation in high carbon steels // Acta Materialia. 2013. Vol. 61, is. 7. P. 2639–2648.