

PACS numbers: 61.72.Lk, 62.20.M-, 68.37.Lp, 81.40.Ef, 81.40.Np, 81.65.Lp, 83.50.Uv

## Деформационное упрочнение стали с бейнитной структурой

В. Е. Громов\*, Е. Н. Никитина\*, Ю. Ф. Иванов\*\*,\*\*\*, К. В. Аксёнова\*,  
Е. В. Корнет\*

\*Сибирский государственный индустриальный университет,  
ул. Кирова, 42,  
654007 Новокузнецк, Россия

\*\*Национальный исследовательский  
Томский политехнический университет,  
просп. Академический, 2/3,  
634055 Томск, Россия

\*\*\*Институт сильноточной электроники СО РАН,  
просп. Академический, 2/3,  
634055 Томск, Россия

Методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии выполнен количественный анализ эволюции дефектной и карбидной подсистем среднеуглеродистой стали с бейнитной структурой при деформации сжатием до 36%. Выполнен количественный анализ перераспределения углерода и установлены зависимости концентрации атомов углерода, расположенных в кристаллической решётке  $\alpha$ - и  $\gamma$ -железа, на дефектах структуры, в цементитных частицах, лежащих в объёме пластин бейнита и на внутрифазных границах, от степени деформации. Определены зависимости продольных и поперечных размеров частиц цементита в объёме кристаллов бейнита, объёмных долей частиц цементита и остаточного аустенита, скалярной плотности дислокаций, объёма материала с микродвойниками, размеров фрагментов, количества концентраторов напряжений и ширины контуров экстинкции от степени деформации. Показано, что с ростом степени деформации скалярная плотность дислокаций, объём материала с деформационными двойниками, количество концентраторов напряжений, амплитуда кривизны–кручения кристаллической решётки, степень разориентации фрагментов увеличиваются, а средние продольные размеры фрагментов — уменьшаются. Выполнена оценка дальнедействующих полей напряжений. Обсуждены возможные причины стадийности изменения параметров карбидной фазы и дислокационной субструктуры с деформацией. Проведены оценки механизмов упрочнений границами пластин и фрагментов, скалярной плотностью дислокаций, дальнедей-

ствуючими полями напружений, частицями цементита, атомами внедрення. Показано, що найбільший вклад в величину деформаційного упрочнення досліджуваної сталі дає субструктурне упрочнення (упрочнення, обумовлене дальнюдействующими внутрішніми полями напружений і фрагментацією структури) і твёрдорастворное упрочнение, обумовлене внедрением атомов углерода в кристаллическую решётку феррита. Высказано предположение, что причиной разупрочнения стали с бейнитной структурой при больших (более 15%) степенях деформации является активация процесса деформационного микродвойникования.

Методами просвітлювальної електронної дифракційної мікроскопії виконано кількісну аналіз еволюції дефектної та карбідної підсистем середньовуглецевої криці з бейнітною структурою при деформації стисненням до 36%. Виконано кількісну аналіз перерозподілу Карбону і встановлено залежності концентрації атомів Карбону, розташованих у кристалічній ґратниці  $\alpha$ - і  $\gamma$ -заліза, на дефектах структури, у цементитних частинках, що лежать в об'ємі платівок бейніту та на внутрішньофазових межах, від ступеня деформації. Визначено залежності поздовжніх і поперечних розмірів частинок цементиту в об'ємі кристалів бейніту, об'ємних часток частинок цементиту і залишкового аустеніту, скалярної густини дислокацій, об'єму матеріалу з мікродвійниками, розмірів фрагментів, кількості концентраторів напруг і ширини контурів екстинкції від ступеня деформації. Показано, що з ростом ступеня деформації скалярна густина дислокацій, об'єм матеріалу з деформаційними двійниками, кількість концентраторів напруг, амплітуда кривини-скручування кристалічної ґратниці, ступінь дезорієнтації фрагментів збільшуються, а середні поздовжні розміри фрагментів — зменшуються. Виконано оцінку далекосяжних полів напружень. Обговорено можливі причини стадійності зміни параметрів карбідної фази і дислокаційної субструктури з деформацією. Проведено оцінювання механізму зміцнення межами платівок і фрагментів, скалярною густиною дислокацій, далекосяжними полями напружень, частинками цементиту, атомами втілення. Показано, що найбільший внесок у величину деформаційного зміцнення досліджуваної криці дає субструктурне зміцнення (зміцнення, зумовлене далекосяжними внутрішніми полями напруг і фрагментацією структури) та твердорозчинне зміцнення, зумовлене втіленням атомів Карбону в кристалічну ґратницю фериту. Висловлено припущення, що причиною знеміцнення криці з бейнітною структурою за великих (більших за 15%) ступенів деформації є активція процесу деформаційного микродвойниковання.

The analysis of constructional steel 30Cr2Ni2MoV (in mass %: C—0.3; Cr  $\leq$  2; Ni  $\leq$  2; Mo  $\leq$  1; V  $\leq$  1, Fe—the rest) under compression up to fracture after air cooling from the austenisation temperature of 960°C is carried out. Two stages of deformation strengthening are revealed: 1<sup>st</sup> stage with the parabolic  $\sigma(\varepsilon)$  dependence and decreasing coefficient of deformation strengthening; 2<sup>nd</sup> stage with the weakly changing negative strengthening coefficient. Using the methods of transmission electron diffraction microscopy, a quantitative evolution analysis of the defect and

carbide subsystems of this medium-carbon steel with a bainite structure under compression strain up to 36% is performed. A quantitative analysis of the carbon redistribution is also performed, and the dependences of the concentration of carbon atoms arranged in a crystal lattice of the  $\alpha$ - and  $\gamma$ -irons, on the structural defects, in cementite particles lying in the bulk of bainite plates and in-phase boundaries, on the deformation degree. The dependence of the longitudinal and cross-sectional dimensions of cementite particles in bainite crystals, volume fractions of cementite particles and retained austenite, the scalar density of dislocations, the material volume with microtwins, fragment size, the number of stress concentrators, and the width of the extinction contours on the deformation degree is determined. As shown, the scalar dislocation density, the material volume with deformation twins, the number of stress concentrators, the curvature-torsion amplitude of a crystal lattice, disorientation degree of fragments are increasing with growing deformation degree, and average longitudinal fragment sizes are decreasing. The long-range stress fields are estimated. The possible causes of the staging of changes of the carbide-phase and dislocation-substructure parameters with deformation are discussed. As shown, the carbide transformations in the bainite structure are occurring in course of two competition processes: dissolution of cementite particles being formed in ferrite plates during bainite transformation and their precipitation at the dislocation-substructure elements during 'deformation ageing'. Simultaneously, the additional transformation of retained austenite initiated by steel deformation is observed. As shown, the transition from the first stage of steel deformation to the second one is prepared by the following modifications of the structural-phase state of the material: firstly, by the completion of the process of intensive dislocation accumulations; secondly, by the initiation of the mechanism of the deformation microtwins; thirdly, by the completion of the fragmentation process of bainite plates; fourthly, by the maximum density of flexural extinction circuits; fifthly, by the substantial increase in solid-solution steel hardening. As a whole, all these processes lead to the formation of the areas in the material with a critical substructure capable of the microcrack formations with the subsequent destruction of the sample. Strengthening mechanisms with the boundaries of plates and fragments, the scalar dislocation density, long-range stress fields, cementite particles, interstitial atoms are estimated. As shown, the largest contribution to the work hardening of the investigated steel is given by the substructural hardening (hardening due to the long-range internal-stress fields and fragmentation patterns) and solid-solution hardening, due to the introduction of carbon atoms into the crystal lattice of the ferrite. As suggested, the cause of softening of steel with a bainite structure at high (over 15%) degrees of deformation is the activation of the process of deformation fine-scale twinning.

**Ключевые слова:** сталь, бейнит, деформация, цементит, дислокационная субструктура, механизмы упрочнения.

**Ключові слова:** сталь, бейніт, деформація, цементит, дислокаційна субструктура, механізми зміцнення.

**Keywords:** steel, bainite, deformation, cementite, dislocation substructure, hardening mechanisms.

*(Получено 17 апреля 2015 г.)*

## 1. ВВЕДЕНИЕ

В последние годы внимание исследователей в области физического материаловедения привлечено к изучению особенностей бейнитного превращения в сталях [1–5]. Стали с бейнитной структурой, благодаря хорошей свариваемости и высоким служебным характеристикам, широко используются в производстве труб большого диаметра, энергетике, автомобилестроении, производстве рельсов и т.д. [6–10].

Номенклатура бейнитных сталей весьма широка и включает: низкоуглеродистые стали с высокой свариваемостью, высокопрочные стали, конкурирующие с закалёнными и отпущенными мартенситными сплавами, стали с высоким сопротивлением ползучести, кованные стали, которые являются более предпочтительными по сравнению с мартенситными сплавами, поскольку нуждаются в меньшем количестве операций при производстве и др.

Бейнит является наиболее сложной структурой, формирующейся в стали при термообработке, в том числе для количественной интерпретации. Особенности бейнитного превращения связаны с протеканием процесса при температурах, где отсутствует диффузия атомов железа и легирующих элементов, но происходит интенсивная диффузия углерода. Это приводит к формированию фаз, существенно отличающихся содержанием углерода.

Бейнитные стали, в силу особенностей  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения, обладают сложной многофазной структурой, формирующейся в результате наложения сдвигового и диффузионного механизмов превращения [11, 12]. К основным факторам, определяющим свойства углеродистой стали с бейнитной структурой, можно отнести: наличие в кристаллической решётке железа атомов углерода и других легирующих элементов, границы зёрен, пакетов, кристаллов бейнита, частицы цементита, включения остаточного аустенита, дислокации и обусловленные структурными элементами внутренние поля напряжений [13–16]. Знание количественных закономерностей и механизмов деформационного упрочнения стали с бейнитной структурой позволяет целенаправленно управлять структурно-фазовыми состояниями стали и её механическими свойствами [11, 17, 18].

Углерод в структуре стали, как известно, может находиться в твёрдом растворе на основе  $\alpha$ - и  $\gamma$ -железа (на позиции элементов внедрения), на дислокациях (в виде атмосфер Коттрелла и Макс-

велла), на межфазных (карбид–матрица) и внутрифазных (зёрна, пакеты, кристаллы мартенсита) границах, в частицах карбидной фазы [11, 17–22]. Количество углерода в твёрдых растворах на основе  $\alpha$ - и  $\gamma$ -железа обычно оценивается по относительному изменению параметра кристаллической решётки [23–25]. Оценки количества углерода в карбидных частицах проводят, исходя из химического состава карбида, типа кристаллической решётки и объёмной доли частиц карбидной фазы в стали. Для цементита подобный расчёт осуществлён в [26]. Оценка количества углерода, расположенного на дефектах, является наиболее сложным моментом и практически не поддаётся прямому экспериментальному определению. Из ситуации выходят, используя косвенные методы [17, 22], а также проводят теоретические оценки. Наиболее полный анализ перераспределения углерода в нелегированных сталях в зависимости от температуры отпуска осуществлён в [27], в случае легированных сталей (состояние закалки и низкотемпературного отпуска) — в [28, 29]. В [30] представлены результаты количественных исследований структурно-фазового состояния закалённой стали 38ХНЗМФА, выявлены места расположения углерода и выполнен анализ его перераспределения в зависимости от температуры аустенизации. В [31] подобные оценки были выполнены для закалённой стали, подвергнутой различным степеням пластической деформации одноосным сжатием.

Для выявления перспективных областей применения технологий, основанных на пластической деформации после термообработки, необходимо исследовать зависимость эффекта упрочнения от структурного состояния материала и параметров режима деформационной обработки, установить причинно-следственные связи между явлениями, определяющими комплексное улучшение свойств [31]. В свою очередь, знание закономерностей формирования структуры и свойств стали при пластической деформации необходимо для управления процессом деформационного упрочнения.

Характеристики карбидной фазы, дислокационной субструктуры не определяются методами оптической и сканирующей электронной микроскопии и могут быть надёжно выявлены с использованием просвечивающей электронной микроскопии [11, 32, 33]. Очевидная научная и практическая значимость таких результатов определяется тем, что понимание физической природы и основных параметров формирования и эволюции структурно-фазовых состояний и дислокационной субструктуры является необходимым условием развития физического материаловедения бейнитных сталей.

Целью настоящей работы являлось исследование эволюции карбидной подсистемы, дефектной субструктуры, распределения

атомов углерода в конструкционной стали с бейнитной структурой при пластической деформации сжатием и выявление механизмов её деформационного упрочнения.

## 2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве материала исследования была использована конструкционная сталь 30X2H2MФА [34]. Аустенизацию стали проводили при температуре 960°C, 1,5 часа; охлаждение осуществляли на воздухе. Деформацию стали проводили одноосным сжатием со скоростью  $\cong 7 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$  столбиков размерами 4×4×6 мм<sup>3</sup> на испытательной машине типа «Инстрон-1185». Сжатие, как способ деформации, было удобно использовать, поскольку в этом случае удаётся достигать более глубоких деформаций, чем при растяжении. Исследования структуры и фазового состава стали осуществляли методами электронной дифракционной микроскопии тонких фольг (прибор ЭМ-125) [11, 31].

## 3. РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Характерный вид кривых деформационного упрочнения стали приведён на рис. 1, а. Математическая обработка кривых деформационного упрочнения показывает, что зависимость  $\sigma$ – $\varepsilon$  имеет параболический вид и описывается полиномом четвертой степени. Дифференцирование кривой зависимости  $\sigma$ – $\varepsilon$  позволяет определить коэффициент деформационного упрочнения стали  $\Theta = \partial\sigma/\partial\varepsilon$ .

Анализируя приведённые на рис. 1, б результаты, можно вы-

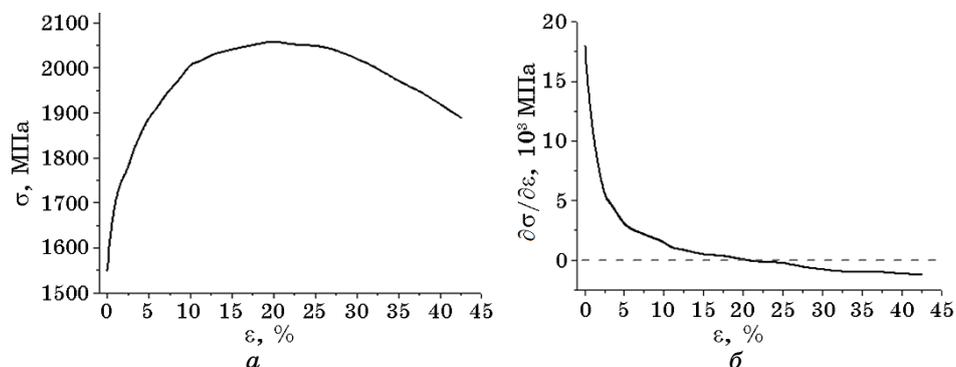


Рис. 1. Кривая деформационного упрочнения (а) и зависимость коэффициента деформационного упрочнения от степени деформации (б) стали с бейнитной структурой.<sup>1</sup>

делить две стадии деформационного упрочнения: стадию с параболической зависимостью  $\sigma$ – $\varepsilon$  или убывающим коэффициентом упрочнения  $\Theta$  и стадию со слабо изменяющимся отрицательным значением коэффициента упрочнения. Переход от первой стадии ко второй наступает в интервале степени деформации 19–25%. Разрушение испытываемых образцов стали происходило при  $\varepsilon \approx 0,4$  путём хрупкого скола с образованием нескольких крупных осколков. Очевидно, что деформационное поведение образцов обусловлено изменением фазового состава и дефектной субструктурой материала. Рассмотрим этот вопрос подробнее.

По температуре образования морфологически различают верхний и нижний бейнит [11, 32]. Соответственно этому, «нижним» называют бейнит, образовавшийся при более низких температурах, в отличие от «верхнего» бейнита. Особым признаком, который характеризует разницу между верхним и нижним бейнитами, является расположение карбидов относительно кристаллов феррита и форма частиц карбидной фазы. В нижнем бейните часть углерода выделяется из пересыщенного бейнитного феррита с образованием цементита внутри ферритных (бейнитных) кристаллов в виде тонких пластинок, расположенных под характерным углом в  $55^\circ$ – $60^\circ$  к продольной оси кристалла.

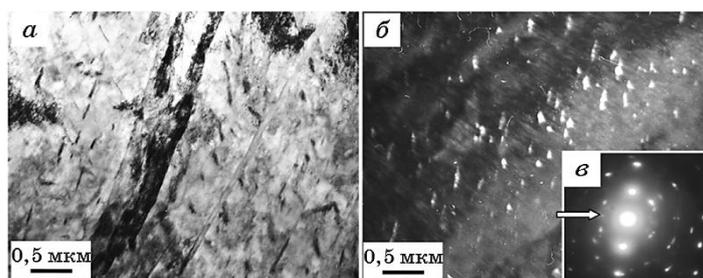
В верхнем бейните весь углерод вытесняется сначала в окружающую аустенитную фазу. Обогащение углеродом стабилизирует аустенит; области обогащённого углеродом аустенита располагаются между растущими рейками феррита. В зависимости от состава сплава во время непрерывного охлаждения часть этого углерода выделяется в виде цементита, либо обогащённый углеродом аустенит превращается полностью или частично в мартенсит. При этом формируется мартенситно-аустенитная структурная составляющая.

Таким образом, в результате бейнитного превращения при непрерывном охлаждении в стали образуется многофазная структура, представленная  $\alpha$ -фазой (твёрдый раствор на основе ОЦК кристаллической решётки),  $\gamma$ -фазой (твёрдый раствор на основе ГЦК кристаллической решётки) и карбид железа (в низко- и среднеуглеродистых сталях — цементит). Характерное изображение бейнитной структуры стали 30X2H2MФА представлено на рис. 2.

Деформация стали сопровождается изменением состояния карбидной фазы. Увеличение степени деформации приводит к уменьшению средних размеров (рис. 3), плотности и объёмной доли (рис. 4) частиц карбида железа.

Одновременно с этим изменяется морфология частиц.

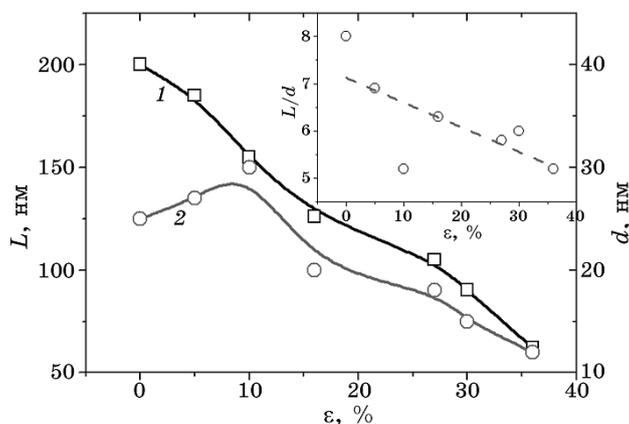
Во-первых, трансформируется их пространственная форма: исходно пластинчатые частицы (отношение продольных размеров



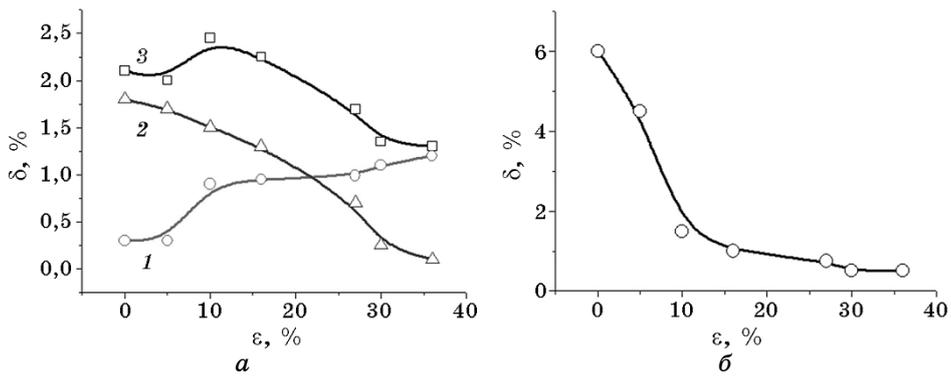
**Рис. 2.** Электронно-микроскопическое изображение структуры стали 30X2H2MФА, сформировавшейся в результате охлаждения на воздухе от температуры аустенизации; *a* — светлопольное изображение; *b* — тёмное поле, полученное в рефлексе  $[201]Fe_3C$ ; *c* — микроэлектроннограмма (стрелкой указан рефлекс, в котором получено тёмное поле).<sup>2</sup>

( $L$ ) к поперечным ( $d$ )  $L/d \approx 8$ ) превращаются на последней стадии деформации в эллипсоидальные ( $L/d \approx 5$ ) (рис. 3, вставка).

Во-вторых, изменяется место расположения частиц цементита: с увеличением степени деформации объёмная доля частиц, расположенных на границах пластин бейнита, заметно увеличивается (рис. 4, кривая 1). Следует обратить внимание на поведение суммарной объёмной доли цементита (рис. 4, кривая 3). Начальная стадия деформирования ( $\varepsilon \approx 10\%$ ) сопровождается увеличением суммарной доли частиц цементита в стали; при больших степенях деформирования объёмная доля цементита в стали снижается. Очевидно, что увеличение суммарной доли частиц цементита при малых степенях деформации связано с превраще-



**Рис. 3.** Зависимость от степени деформации стали  $\varepsilon$  продольных  $L$  (кривая 1) и поперечных  $d$  (кривая 2) размеров частиц цементита, расположенных в объёме кристаллов бейнита.<sup>3</sup>

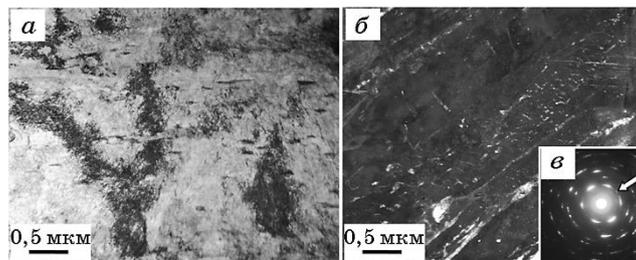


**Рис. 4.** Зависимость от степени деформации стали  $\varepsilon$  объёмной доли частиц цементита (*a*) и прослоек остаточного аустенита (*б*); кривая 1 — частицы цементита, расположенные на границах кристаллов феррита, кривая 2 — в кристаллах феррита; кривая 3 демонстрирует изменение суммарной объёмной доли цементита в стали.<sup>4</sup>

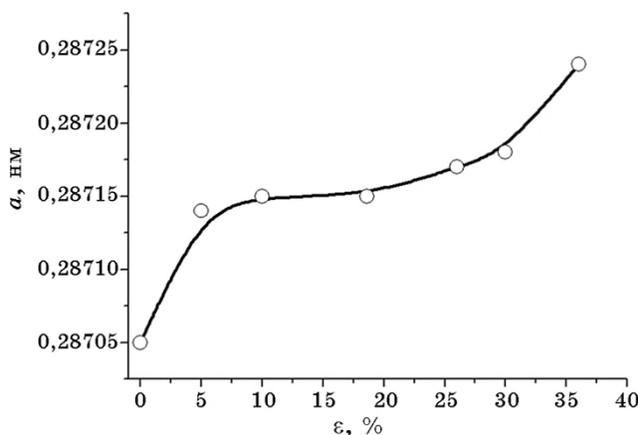
нием остаточного аустенита с образованием цементита, инициированным деформацией стали. Действительно, выполненные электронно-микроскопические микродифракционные исследования с индизированием микроэлектроннограмм выявили факт быстрого снижения объёмной доли остаточного аустенита уже при малых ( $\varepsilon \approx 10\%$ ) степенях деформации стали (рис. 4, б).

В-третьих, внутри кристаллов бейнита (на дислокациях и границах фрагментов) обнаруживаются частицы округлой формы, количество которых с ростом степени деформации растёт (рис. 5).

Таким образом, изложенные факты свидетельствуют о протекании в стали в процессе деформации двух конкурирующих процессов — растворение частиц цементита, образовавшихся в про-



**Рис. 5.** Электронно-микроскопическое изображение структуры стали 30Х2Н2МФА, подвергнутой одноосному сжатию при  $\varepsilon \approx 36\%$ ; *a* — светлоспольное изображение; *б* — тёмное поле, полученное в рефлексе  $[211]Fe_3C$ ; *в* — микроэлектроннограмма (стрелкой указан рефлекс, в котором получено тёмное поле).<sup>5</sup>



**Рис. 6.** Зависимость параметра кристаллической решётки  $\alpha$ -фазы от степени деформации стали.<sup>6</sup>

цессе бейнитного превращения в объёме пластин феррита, и выделение в процессе «деформационного старения» частиц цементита на элементах дислокационной субструктуры. Суммарная объёмная доля цементита при этом при больших степенях деформации ( $\varepsilon > 10\%$ ) снижается. Это означает, что углерод в атомарном виде переходит на дефекты кристаллической решётки стали (дислокации, субграницы и границы) и в твёрдый раствор на основе  $\alpha$ -фазы.

Выполненный рентгеноструктурный анализ подтверждает это предположение. Представленные на рис. 6 результаты демонстрируют увеличение параметра кристаллической решётки  $\alpha$ -фазы на заключительной стадии деформирования стали.

Выявленные количественные закономерности изменения параметров структуры стали в процессе пластического деформирования позволили выполнить исследования, направленные на анализ распределения атомов углерода в структуре деформированной стали.

Оценки относительного содержания атомов углерода на структурных элементах стали осуществляли исходя из выражений, обобщённых в табл. 1. Результаты выполненных оценок представлены на рис. 7.

Проведённые оценки показали, что с увеличением степени деформации количество атомов углерода, расположенных в твёрдом растворе на основе  $\alpha$ -железа (рис. 7, кривая 1), в частицах цементита, лежащих на внутрифазных границах (рис. 7, кривая 2), и расположенных на дефектах кристаллической структуры (рис. 7, кривая 3), увеличивается. Количество атомов углерода, формирующих частицы цементита, лежащие в объёме пластин бей-

ТАБЛИЦА 1. К методу анализа распределения углерода в стали.<sup>7</sup>

Места расположения углерода	Оценочные выражения	Литературный источник
Твёрдый раствор на основе $\alpha$ -железа	$\Delta C_\alpha = \Delta V_\alpha \frac{a_\alpha - a_\alpha^0}{39 \pm 4} 10^3 \dagger$	[23, 24]
Твёрдый раствор на основе $\gamma$ -железа	$\Delta C_\gamma = \Delta V_\gamma \frac{a_\gamma - a_\gamma^0}{44} 10^3$	[25, 26]
Частицы карбидных фаз	$\Delta C_k = \Delta V_k k;$ $k(\text{Fe}_3\text{C}) = 0,07$	[27, 31, 32]
Элементы дефектной структуры	$\Delta C_d = C_0 - (\Delta C_\alpha + \Delta C_\gamma + \Delta C_k)$	[31, 32]

<sup>†</sup>  $\Delta V_\alpha$ ,  $\Delta V_\gamma$  и  $\Delta V_k$  — объёмные доли  $\alpha$ -Fe,  $\gamma$ -Fe и карбидных фаз соответственно;  $a_\alpha$  и  $a_\gamma$  — текущие параметры решёток  $\alpha$ - и  $\gamma$ -фазы соответственно;  $a_\alpha^0 = 0,28669$  нм,  $a_\gamma^0 = 0,3555$  нм;  $C_0$  — среднее содержание углерода в стали.

нита (рис. 7, кривая 4), и расположенных в твёрдом растворе на основе  $\gamma$ -железа (рис. 7, кривая 5), снижается. Таким образом, 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 решётка на основе  $\alpha$ -железа.

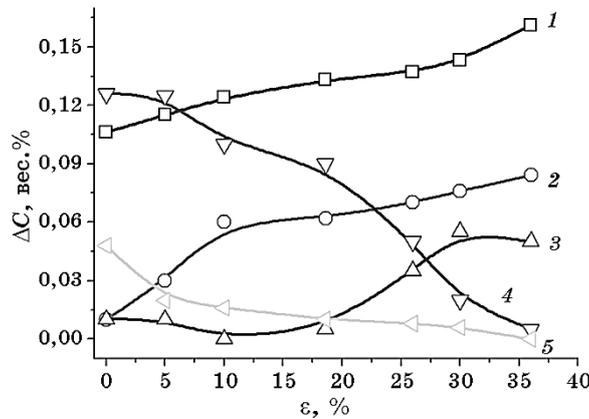


Рис. 7. Зависимость от степени деформации концентрации атомов углерода, расположенных в кристаллической решётке на основе  $\alpha$ -Fe (1), в частицах цементита, лежащих на внутрифазных границах (2), на дефектах структуры (3), в частицах цементита, лежащих в объёме пластин бейнита (4), в кристаллической решётке на основе  $\gamma$ -Fe (5).<sup>8</sup>

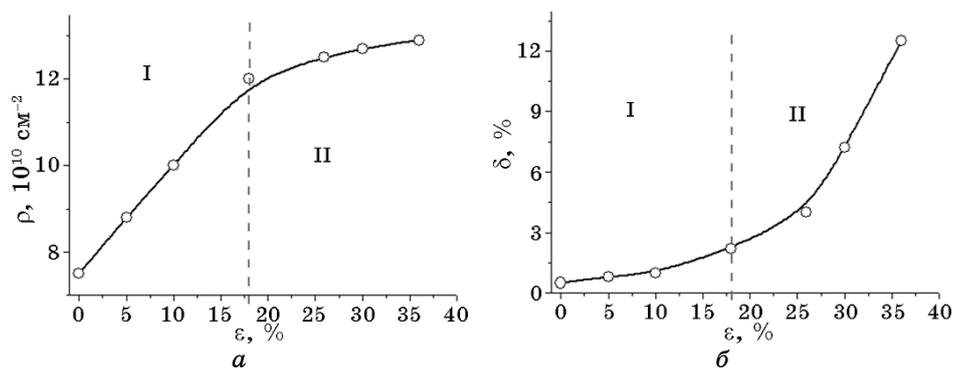


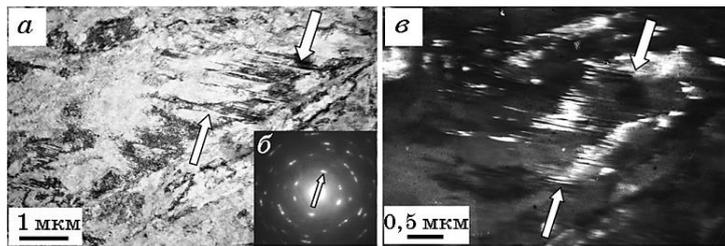
Рис. 8. Зависимость скалярной плотности дислокаций (*a*) и объёма материала, содержащего микродвойники (*б*), от степени деформации.<sup>9</sup>

Мартенситный (сдвиговой) механизм формирования феррита приводит к образованию в пластинах бейнита дислокационной субструктуры сетчатого типа с относительно высокой скалярной плотностью дислокаций, составляющей в исследуемой стали  $\approx 7 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ . Пластическая деформация стали приводит к увеличению скалярной плотности дислокаций (рис. 8, *a*). При этом тип дислокационной субструктуры не изменяется — сохраняется сетчатая субструктура.

Если проанализировать результаты, представленные на рис. 8, *a*, то можно выделить два участка на зависимости скалярной плотности дислокаций от степени деформации. На первом участке ( $0\% < \varepsilon < 18\%$ ) наблюдается линейное увеличение скалярной плотности дислокаций; на втором ( $18\% < \varepsilon < 36\%$ ), равном по продолжительности первому, — рост плотности дислокаций практически не выявляется. Данное обстоятельство может быть обусловлено как трудностью анализа дислокационной субструктуры при плотностях дислокаций, больших  $\approx 10^{11} \text{ см}^{-2}$ , что обусловлено перекрытием ядер близко расположенных дислокаций, так и возможностью реализации не дислокационного механизма деформации материала.

Одним из таких механизмов, реализующихся при деформации, может быть двойникование. Действительно, выполненные в настоящей работе исследования выявили существенное увеличение объёма материала, содержащего деформационные микродвойники, при степени деформации, превышающей  $\approx 18\%$  (рис. 8, *б*). Характерное изображение объёма стали с микродвойниками деформационного происхождения представлено на рис. 9.

Упругие напряжения, имеющиеся при реализации сдвигового механизма  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения, приводят не только к формированию субструктуры с высокой скалярной плотностью дислока-

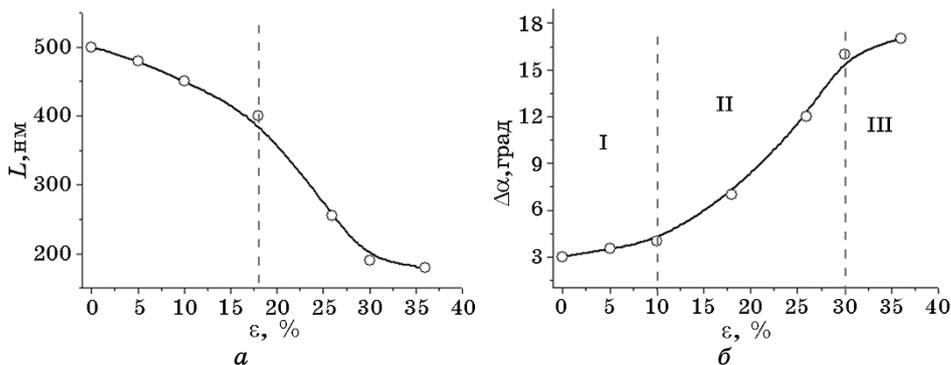


**Рис. 9.** Электронно-микроскопическое изображение структуры стали после деформации  $\varepsilon = 36\%$ ; *a* — светлое поле; *б* — микроэлектронogramма; *в* — тёмное поле, полученное в рефлексе  $[101]\alpha\text{-Fe}$ ; стрелками указаны: на (*a*) и (*в*) — микродвойники деформационного происхождения; на (*б*) — рефлекс, в котором получено тёмное поле.<sup>11</sup>

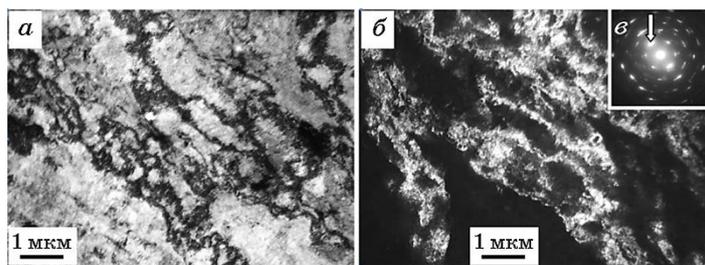
ций, но и фрагментации пластин бейнита, т.е. разбиению пластин на области с малоугловой разориентацией, которые наиболее отчётливо выявляются методами темнопольного анализа.

Деформация стали приводит к уменьшению средних продольных размеров фрагментов (поперечные размеры фрагментов ограничены границами пластин бейнита и при деформации практически не изменяются) (рис. 10, *a*). При этом в изменении размеров фрагментов также выявляется некоторая стадийность: на первой стадии этот процесс протекает весьма интенсивно, на второй — существенно медленнее.

Изменение размеров фрагментов протекает на фоне увеличения степени их разориентации (рис. 10, *б*). Азимутальную составляющую полного угла разориентации определяли по относительной величине тяжёлых рефлексов  $\alpha$ -фазы соответственно методике, из-



**Рис. 10.** Зависимость средних продольных размеров фрагментов (*a*) и величины азимутальной составляющей полного угла разориентации субструктуры (*б*) от степени деформации.<sup>10</sup>

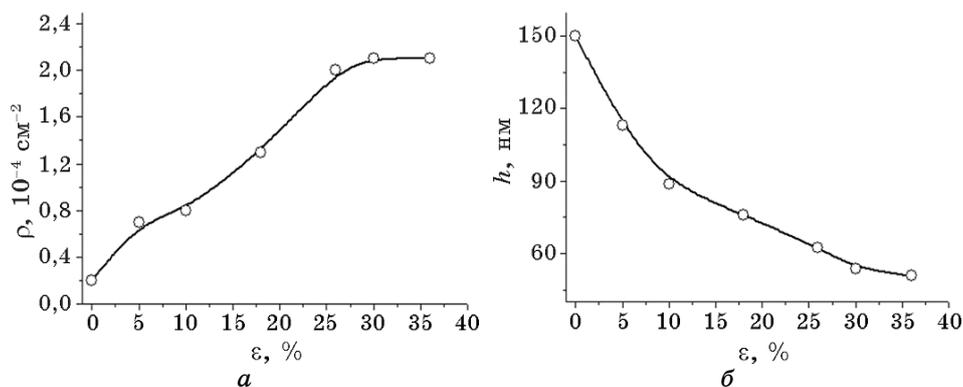


**Рис. 11.** Электронно-микроскопическое изображение, демонстрирующее изгибные контуры экстинкции; *a* — светлое поле; *б* — тёмное поле, полученное в рефлексе  $[110]\alpha\text{-Fe}$ ; *в* — микроэлектронграмма (стрелкой указан рефлекс, в котором получено тёмное поле).<sup>12</sup>

ложенной в [32]. Анализируя результаты, представленные на рис. 10, *б*, можно выделить три стадии развития данного процесса: на стадиях I и III разориентация элементов субструктуры нарастает сравнительно медленно, на стадии II — существенно интенсивнее.

Деформация стали сопровождается формированием внутренних полей напряжений, которые методами электронной микроскопии тонких фольг выявляются при анализе изгибных экстинкционных контуров [31, 33, 35, 36]. Характерные изображения структуры стали, демонстрирующие присутствие изгибных контуров экстинкции, формирующихся при пластической деформации, представлены на рис. 11.

Выполненные исследования показали, что с увеличением степени деформирования увеличивается поверхностная плотность контуров (рис. 12, *a*) (количество контуров на единицу площади



**Рис. 12.** Зависимость поверхностной плотности контуров (*a*) и их средних поперечных размеров (*б*) от степени деформации.<sup>13</sup>

снимка) и снижаются их средние поперечные размеры (рис. 12, б). Первый факт указывает на увеличение количества концентраторов напряжений в материале с ростом степени деформации, второй — на рост амплитуды изгиба-кручения кристаллической решётки материала и внутренних дальнедействующих полей напряжений, соответственно [31, 33, 35, 36]. Одновременно с этим изменяется форма контуров и их расположение в пластинах бейнита. Если в исходном состоянии и при малых степенях деформации контуры располагались преимущественно поперёк пластин, пересекая пластину от одной границы до другой, то после больших степеней деформации (18% и более) в материале формируются кольцевые контуры, охватывающие некоторые области в объёме пластин.

Выявленные выше закономерности эволюции параметров структурно-фазовых состояний и дефектной субструктуры стали при деформации позволяют проанализировать механизмы деформационного упрочнения.

Упрочнение материала малоугловыми границами (субструктурное упрочнение, упрочнение границами пластин и фрагментов) можно оценить, используя выражение [37]:

$$\sigma(L) = \sigma_0 + k^* L^{-m}, \quad (1)$$

где  $m = 1$  или  $1/2$ ,  $L$  — эффективный размер пластин феррита и фрагментов, определяемый эффективной длиной плоскости скольжения в пластине. Установлено, что при  $m = 1$   $k$  изменяется от 0,015 до 0,01 кгс/мм<sup>2</sup>; при  $m = 1/2$   $k$  изменяется от 0,2 до 0,98 кгс/мм<sup>2</sup> [37, 38].

Зависимость от степени деформации величины вклада от границ фрагментов в деформационное упрочнение стали с бейнитной структурой, представлена на рис. 13, а. При расчётах использовали следующие значения параметров, входящих в уравнение (1):  $L$  — средние продольные размеры фрагментов,  $k = 0,015$ ,  $m = 1$ . Отчётливо видно, что с увеличением степени деформации стали величина упрочнения границами фрагментов увеличивается в пределах от 330 МПа до 790 МПа (рис. 13, а), что обусловлено уменьшением средних размеров фрагментов (рис. 10, а).

Первый член в уравнении (1)  $\sigma_0$  представляет собой напряжение трения решётки материала, т.е. напряжение, необходимое для движения дислокаций в чистых монокристаллах, (например, напряжение Пайерлса для чистых металлов). Следовательно, напряжение  $\sigma_0$  существенно зависит от степени чистоты материала и величины его наклёпанности. Для теоретически чистого материала  $\sigma_0 = 17$  МПа. Экспериментально определённые значения  $\sigma_0$  изменяются в пределах от 27 до 60 МПа [39, 40]. Для сталей

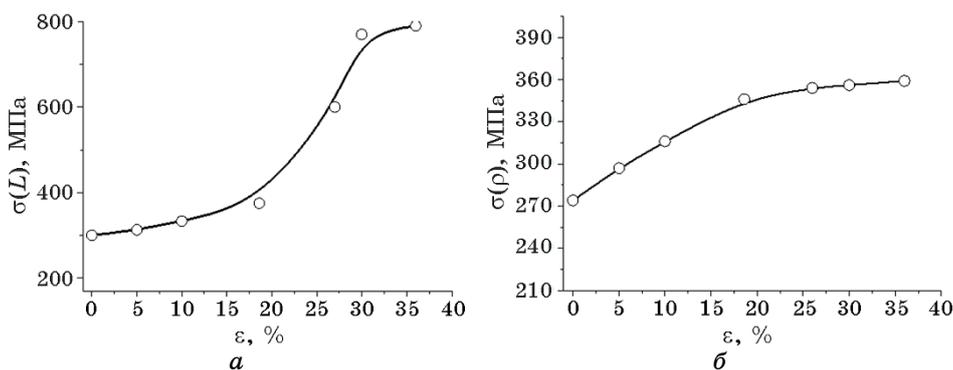


Рис. 13. Зависимость от степени деформации  $\varepsilon$  вклада в напряжение течения от границ фрагментов  $\sigma(L)$  (а) и от дислокаций «леса» (б).<sup>14</sup>

обычно используется величина  $\sigma_0$ , равная 30–40 МПа [41].

Как уже отмечалось, в пластинах феррита, сформированных в результате сдвигового (мартенситного) механизма превращения, выявляется дислокационная субструктура сетчатого типа с относительно высокой скалярной плотностью дислокаций, составляющей  $\approx 7 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ . Пластическая деформация стали сопровождается ростом скалярной плотности дислокаций (рис. 8, а). При этом тип дислокационной субструктуры не изменяется.

Напряжение, необходимое для поддержания пластической деформации, т.е. напряжение течения,  $\sigma$ , связано с плотностью дислокаций следующим образом [39, 42, 43]:

$$\sigma = \sigma_0 + k\sqrt{\rho}, \quad (2)$$

где  $\sigma_0$  — напряжение течения недислокационного происхождения (т.е. обусловленное иными механизмами упрочнения),  $\rho$  — средняя (скалярная) плотность дислокаций,  $k = m\alpha Gb$ ,  $m$  — ориентационный фактор Шмида,  $\alpha$  — параметр, характеризующий величину междислокационных взаимодействий, равный 0,1–0,51 [40, 44],  $G$  — модуль сдвига ( $\approx 80$  ГПа),  $b$  — длина вектора Бюргерса дислокации (0,25 нм). Для сталей с учётом ориентационного множителя  $m$  обычно принимают  $m\alpha \approx 0,5$ .

На рисунке 13, б приведена зависимость величины вклада, определяемого скалярной плотностью дислокаций, в деформационное упрочнение исследуемой стали от степени деформации. Отчётливо видно, что с увеличением степени деформации стали величина данного вклада увеличивается пропорционально росту скалярной плотности дислокаций, изменяясь в пределах от 280 МПа до 360 МПа.

Важную роль в формировании предела текучести, деформаци-

онном упрочнении и разрушении кристаллических материалов играют дальнедействующие поля внутренних напряжений. Применение метода дифракционной электронной микроскопии позволяет анализировать величину внутренних напряжений по картине структуры материала несколькими способами: 1) по радиусу изгиба сегментов свободных дислокаций [45, 46]; 2) по расстоянию между дислокациями и параметрам дислокационных скоплений [47]; 3) по расстоянию между активными плоскостями скольжения [48]; 4) по параметрам изгибных экстинкционных контуров [36]. В настоящей работе при изучении дальнедействующих внутренних полей напряжений был использован четвёртый способ.

Процедура оценки величины внутренних полей напряжений сводится к определению градиента кривизны–кручения кристаллической решётки  $\chi$  [49]:

$$\chi = \frac{\partial \varphi}{\partial \ell} = \frac{0,017}{h}, \quad (3)$$

где  $h$  — поперечные размеры изгибного контура экстинкции.

Далее оценивается величина избыточной плотности дислокаций  $\rho_{\pm} = \rho_{+} + \rho_{-}$  ( $\rho_{+}$  и  $\rho_{-}$  — плотности положительно и отрицательно заряженных дислокаций соответственно) [33, 49]:

$$\rho_{\pm} = \frac{1}{b} \frac{\partial \varphi}{\partial \ell}. \quad (4)$$

Величину дальнедействующих полей внутренних напряжений оценивают, исходя из соотношения [31]:

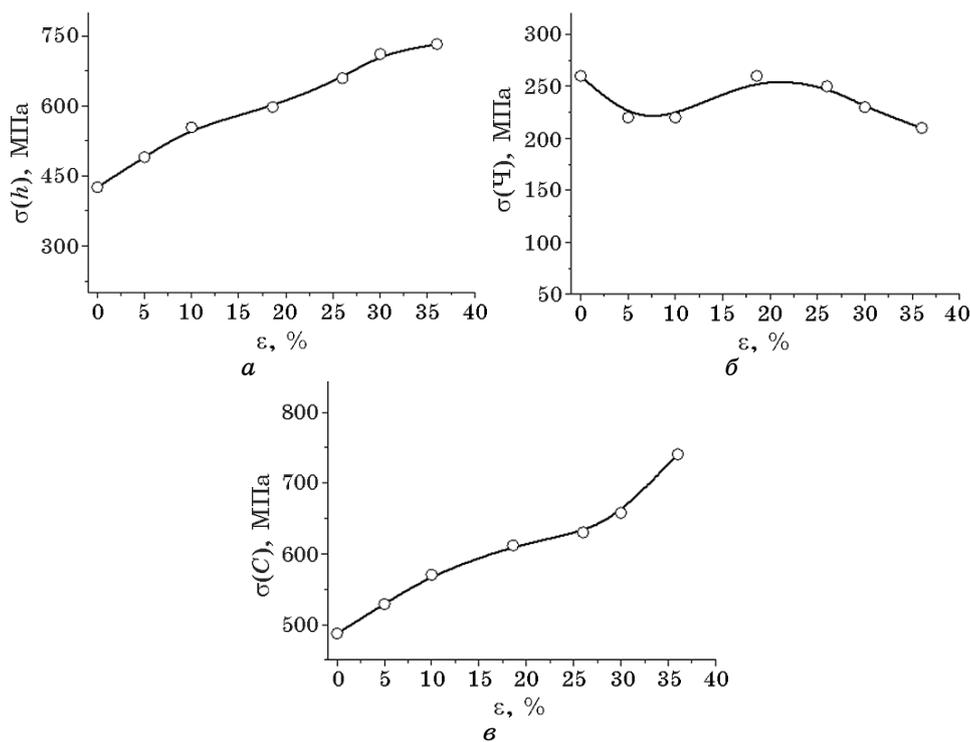
$$\sigma(h) = \alpha_c G b \sqrt{\rho_{\pm}} = \alpha_c G b \sqrt{\frac{1}{b} \frac{\partial \varphi}{\partial \ell}} = \alpha_c G \sqrt{\frac{0,017b}{h}}, \quad (5)$$

где  $\alpha_c = 1$  — коэффициент Струнина [50],  $h$  — средние поперечные размеры изгибного экстинкционного контура.

Выполненные в настоящей работе исследования показали, что средние поперечные размеры контуров уменьшаются с ростом степени деформации стали (рис. 12, б). Следуя выражению (5), величина дальнедействующих полей внутренних напряжений будет увеличиваться (рис. 14, а).

Бейнитная сталь характеризуется присутствием в структуре частиц цемента. Частицы являются препятствием движению дислокаций, что приводит к упрочнению материала. Благодаря этому предел текучести материала  $\sigma_y$  повышается на величину  $\Delta\sigma_{\text{ч}}$ :

$$\sigma_y = \sigma_0 + \Delta\sigma_{\text{ч}}. \quad (6)$$



**Рис. 14.** Зависимость от степени деформации  $\varepsilon$  вклада в напряжение течения от далекодействующих полей внутренних напряжений  $\sigma(h)$  (а) и частиц цементита (б). Зависимость от степени деформации вклада в напряжение течения твёрдорастворного упрочнения  $\sigma(C)$  (в).<sup>15</sup>

Упрочнение стали существенным образом зависит от того, какие частицы присутствуют в материале — когерентные или некогерентные. Принимая критический для перерезания частиц размер  $D_{\text{кр}}$  равным [51]

$$D_{\text{кр}} = \frac{4G_m b_m^2}{0,33\pi b_\varepsilon G_\varepsilon} \quad (7)$$

( $G_\varepsilon$  — модуль сдвига частицы,  $b_\varepsilon$  — длина вектора Бюргерса дислокации, движущейся в частице), находим, что для большинства карбонитридных частиц, выделяющихся в стали, критический размер  $D_{\text{кр}} \leq 5$  нм. Частицы большего размера не перерезаются движущимися дислокациями.

Выполненные в настоящей работе структурно-фазовые исследования показывают, что в стали с бейнитной структурой присутствуют частицы цементита, размеры которых перед деформа-

цией стали превышают  $D_{кр}$  (рис. 2). Следовательно, оценки упрочнения стали при деформации, учитывающие присутствие частиц цементита, следует осуществлять, используя соотношения, полученные для некогерентных выделений [52]:

$$\sigma_{ор} = M \frac{mG_m b}{2\pi(|\lambda - D|)} \Phi \ln \left( \left| \frac{\lambda - D}{4b} \right| \right), \quad (8)$$

где  $\lambda$  — среднее расстояние между частицами,  $D$  — средний размер частиц,  $m$  — ориентационный множитель, равный для ОЦК-материалов 2,75 [53],  $\Phi = 1$  для винтовой и  $\Phi = (1 - \nu)^{-1}$  для краевой дислокаций,  $M$  — параметр, учитывающий неравномерность распределения частиц в матрице, равный 0,81–0,85 [52].

На рисунке 14, б приведена зависимость от степени деформации стали с бейнитной структурой величины вклада в напряжение течения от частиц цементита. Отчётливо видно, что величина данного вклада изменяется сложным образом, колеблясь в пределах от 210 МПа до 260 МПа, что может быть обусловлено процессами растворения и повторного выделения частиц цементита при деформации стали.

Присутствие в стали атомов углерода и внедрение их в кристаллическую решётку приводит к её асимметричному искажению, что способствует существенному упрочнению материала.

Упрочнение стали при образовании твёрдых растворов внедрения обычно определяется следующими основными факторами. Во-первых, несоответствием размеров атомов примеси и матрицы. Во-вторых, несоответствием упругих модулей атомов примеси и матрицы. По Флейшеру и Хиббарду [54, 55] упрочнение, обусловленное размерным и упругим несоответствием, может быть рассчитано из соотношения:

$$\sigma_r = G\delta_s^{3/2} \frac{c^n}{m}, \quad (9)$$

где  $m = 760$ ,  $\delta_s = |\delta G| + \alpha_0 |\delta_a|$  — параметр несоответствия,  $\alpha_0 = 3$  для краевой и  $\alpha_0 = 16$  для винтовой дислокаций,  $n = 1/2$ . В работах [54, 55] показано, что степенной показатель  $n$  может быть равен 1, 1/2, 1/3, 0,3.

Уравнение (9) неудобно для расчёта твёрдорастворного упрочнения сложнолегированных сталей, поэтому обычно, предполагая аддитивность вкладов в упрочнение отдельных легирующих элементов, используют приближенные эмпирические формулы типа [10, 41]:

$$\sigma_r = \sum_{i=1}^m k_i c_i, \quad (10)$$

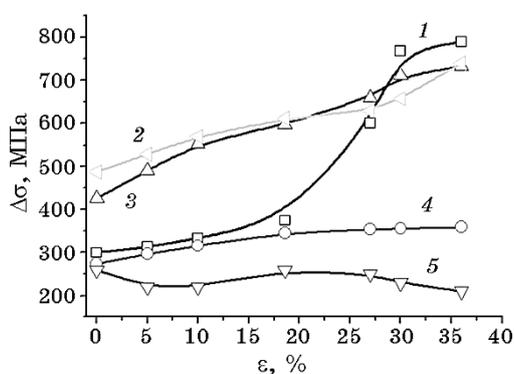
где  $k_i$  — коэффициент упрочнения феррита, представляющий собой прирост предела текучести при растворении в нем 1 вес.%  $i$ -го легирующего элемента,  $c_i$  — концентрация  $i$ -го элемента, растворенного в феррите, вес.%. Значения коэффициента  $k_i$  для различных элементов можно определить экспериментально [10, 24, 56].

Представленные на рис. 6, результаты демонстрируют увеличение параметра кристаллической решётки  $\alpha$ -фазы с ростом степени деформации. Это свидетельствует о внедрении атомов углерода в кристаллическую решётку  $\alpha$ -фазы [11, 23].

Данный факт находится в хорошем согласии с результатами, полученными при исследовании эволюции частиц цементита при деформации стали (рис. 3). Уменьшение размеров частиц цементита при больших степенях деформирования может свидетельствовать об их растворении и уходе атомов углерода на дефекты кристаллической решётки стали (дислокации, субграницы и границы) и в твёрдый раствор на основе  $\alpha$ -фазы.

Обогащение кристаллической решётки  $\alpha$ -фазы углеродом способствует упрочнению стали, величина которого была оценена по выражению (10). Результаты, представленные на рис. 14, в, свидетельствуют о том, что с увеличением степени деформации стали величина данного вклада увеличивается, изменяясь в пределах от 490 до 740 МПа, что обусловлено растворением частиц цементита, внедрением части атомов углерода в кристаллическую решётку железа и осаждении на дислокациях.

Сопоставление величин вкладов в деформационное упрочнение закалённой стали представлено на рис. 15. Отчётливо видно, что наибольший вклад в упрочнение стали вносят твёрдорастворное



**Рис. 15.** Зависимость от степени деформации стали с бейнитной структурой вклада в напряжение течения от внутрифазных границ (1), твёрдорастворного упрочнения (2), внутренних полей напряжений (3), дислокационной субструктуры (4) и частиц цементита (5).<sup>16</sup>

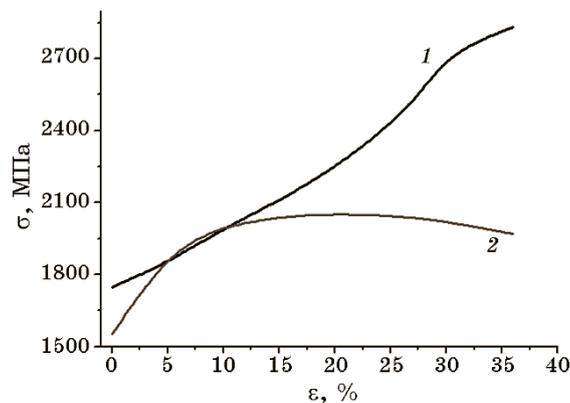
упрочнение (кривая 2), внутренние поля напряжений (кривая 3) и на заключительной стадии деформирования, субструктурное упрочнение (упрочнение внутрифазными границами) (кривая 1). Сравнительно малое упрочнение указывает дислокационная субструктура (кривая 4) и частицы карбидной фазы (кривая 5).

Таким образом, величина деформационного упрочнения стали определяется наличием целого ряда механизмов: трением решётки матрицы, присутствием дислокационной субструктуры, частиц карбидных фаз, внутрифазных границ, растворённых в кристаллической решётке атомов углерода и легирующих элементов. Предполагается, что общий предел текучести стали можно представить в виде линейной суммы вкладов отдельных механизмов упрочнения [10, 24, 57, 58]:

$$\sigma = \Delta\sigma_0 + \Delta\sigma(L) + \Delta\sigma(\rho) + \Delta\sigma(h) + \Delta\sigma(\text{ч}) + \Delta\sigma(C), \quad (11)$$

где  $\Delta\sigma_0$  — вклад, обусловленный трением решётки матрицы,  $\Delta\sigma(L)$  — вклад, обусловленный внутрифазными границами,  $\Delta\sigma(\rho)$  — вклад, обусловленный дислокационной субструктурой,  $\Delta\sigma(\text{ч})$  — вклад, обусловленный присутствием частиц карбидных фаз,  $\Delta\sigma(C)$  — вклад, обусловленный атомами легирующих элементов,  $\Delta\sigma(h)$  — вклад, обусловленный дальнедействующими полями напряжений. Как видно из уравнения (11), принцип аддитивности предполагает независимое действие каждого из механизмов упрочнения на пределе текучести материала.

На рисунке 16 приведены кривые деформационного упрочнения стали с бейнитной структурой, рассчитанные по результатам оценок механизмов упрочнения (кривая 1) и выявленные на экс-



**Рис. 16.** Кривые деформационного упрочнения стали, рассчитанные по результатам оценок механизмов упрочнения (кривая 1) и выявленные на эксперименте (кривая 2).<sup>17</sup>

перименте (кривая 2). Отчётливо видно, что зависимость  $\sigma$ - $\varepsilon$ , полученная при анализе механизмов упрочнения стали (кривая 1), при степенях деформации, превышающих  $\approx 15\%$ , существенно превышает значения, выявленные на эксперименте (кривая 2). С ростом степени деформации расхождение экспериментально полученной и теоретически рассчитанной кривых деформационного упрочнения стали усиливается.

В работах [59, 60] при исследовании стали Гадфильда было установлено, что перегиб на кривой течения, приводящий к уменьшению коэффициента деформационного упрочнения, совпадает с включением двойникования в деформацию материала. Тщательные электронно-микроскопические микродифракционные исследования позволили сделать авторам данных работ вывод о том, что механическое микродвойникование влечёт за собой ориентационное разупрочнение стали и облегчает процесс скольжения дислокаций.

Электронно-микроскопические исследования стали с бейнитной структурой, выполненные в настоящей работе, также выявили протекание процесса деформационного микродвойникования. Характерное изображение структуры деформированной стали с микродвойниками представлено на рис. 17, а. При степенях деформации  $\varepsilon$  5% и 10% деформационное двойникование стали выражено слабо (рис. 17, б). При больших значениях  $\varepsilon$  объёмная доля материала, охваченного деформационным микродвойникованием, существенно увеличивается. Следовательно, опираясь на результаты, полученные в работах [59, 60], можно предположить, что выявленные расхождения экспериментально полученной и теоретически рассчитанной кривых деформационного

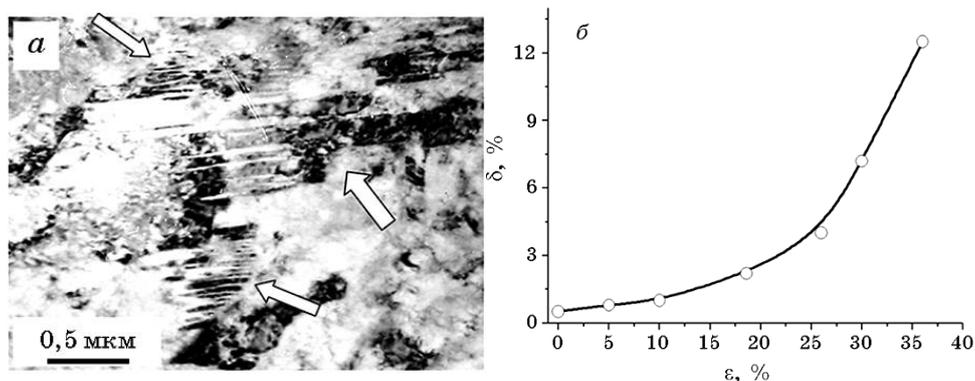


Рис. 17. (а) Электронно-микроскопическое изображение структуры стали после деформации  $\varepsilon = 30\%$ . (б) Зависимость от степени деформации объёма материала, содержащего микродвойники.<sup>18</sup>

упрочнения стали, наиболее значимые при больших степенях деформации, обусловлены включением в процесс деформирования стали микродвойникования.

#### 4. ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Проведены исследования структуры, фазового состава и дефектной субструктуры стали с бейнитной структурой, подвергнутой пластической деформации. Выполнен количественный анализ параметров структуры стали, позволивший проследить за перераспределением атомов углерода в структуре стали при пластической деформации. Установлено, что с ростом степени деформации количество атомов углерода, расположенных в твёрдом растворе на основе  $\alpha$ -железа и дефектах кристаллической структуры, а также в частицах цементита, лежащих на внутрифазных границах, увеличивается; количество атомов углерода, формирующих частицы цементита, лежащие в объёме пластин бейнита, и расположенных в твёрдом растворе на основе  $\gamma$ -железа, снижается.

Показано, что карбидные превращения в бейнитной структуре протекают в рамках двух конкурирующих процессов — растворение частиц цементита, образовавшихся в процессе бейнитного превращения в объёме пластин феррита, и выделение в процессе «деформационного старения» частиц цементита на элементах дислокационной субструктуры. Одновременно с этим наблюдается допревращение остаточного аустенита, инициированное деформированием стали.

Показано, что пластическая деформация одноосным сжатием стали 30X2H2MФА с бейнитной структурой сопровождается, во-первых, увеличением скалярной плотности дислокаций и объёма материала, содержащего деформационные микродвойники, во-вторых, уменьшением средних продольных размеров фрагментов и увеличением степени их разориентации, в-третьих, увеличением количества концентраторов напряжений и амплитуды изгиба-кручения кристаллической решётки материала. Выявлена стадийность изменения параметров структуры стали. Высказано предположение о смене механизма деформирования стали: на первой стадии нагружения ( $0\% < \varepsilon < 18\%$ ) деформирование осуществляется преимущественно движением дислокаций; на второй стадии ( $18\% < \varepsilon < 36\%$ ) — движением дислокаций и двойникованием.

Показано, что упрочнение стали носит многофакторный характер. Выполнены оценки механизмов упрочнения границами бейнитных пластин и фрагментов, скалярной плотностью дислокаций, дальнедействующими полями напряжений, частицами цементита, атомами внедрения. Наибольший вклад в величину де-

формационного упрочнения исследуемой стали даёт субструктурное упрочнение (упрочнение, обусловленное дальнедействующими внутренними полями напряжений и фрагментацией структуры) и твёрдорастворное упрочнение, обусловленное внедрением атомов углерода в кристаллическую решётку феррита.

Исследование выполнено за счёт гранта Российского научного фонда (проект №15-12-00010).

## ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. Y. Ohmori, Y.-C. Jung, K. Nakai, and H. Shiori, *Acta Mater.*, **49**, No. 6: 3149 (2001).
2. D. Quidort and Y. J. M. Brechet, *Acta Mater.*, **49**, No. 20: 4161 (2001).
3. T. Sourmail and V. Smanio, *Acta Mater.*, **61**, No. 7: 2639 (2013).
4. A. J. Clarke, J. G. Speer, M. K. Miller, R. E. Hackenberg, D. V. Edmonds, D. K. Matlock, F. C. Rizzo, K. D. Clarke, and E. De Moor, *Acta Mater.*, **56**, No. 1: 16 (2008).
5. A. Borgenstam, M. Hillert, and J. Agren, *Acta Mater.*, **57**, No. 11: 3242 (2009).
6. Э. Гудремон, *Специальные стали* (Москва: Металлургия: 1966).
7. Ю. И. Матросов, Д. А. Литвиненко, С. А. Голованенко, *Сталь для магистральных газопроводов* (Москва: Металлургия: 1989).
8. В. В. Павлов, Л. А. Годик, Л. В. Корнева, Н. А. Козырев, Е. П. Кузнецов, *Металлург*, № 4: 51 (2007).
9. И. И. Новиков, *Теория термической обработки металлов* (Москва: Металлургия: 1978).
10. Ф. Б. Пикеринг, *Физическое металловедение и разработка сталей* (Москва: Металлургия: 1982).
11. Г. В. Курдюмов, Л. М. Утевский, Р. И. Энтин, *Превращения в железе и стали* (Москва: Наука: 1977).
12. H. K. D. H. Bhadeshia, *Bainite in Steels* (2nd ed.) (London: The Institute of Materials: 2001).
13. S.-J. Lee, J.-S. Park, and Y.-K. Lee, *Scr. Mater.*, **59**, No. 1: 87 (2008).
14. H. I. Aaronson, W. T. Reynolds, G. J. Shiflet, and G. Spanos, *Metal. Trans. A*, **21**, No. 6: 1343 (1990).
15. Ч. Фучэнь, Ч. Луюй, *Вопросы материаловедения*, **53**, № 1: 52 (2008).
16. H.-S. Fang, J.-B. Yang, Z.-G. Yang, and B.-Z. Bai, *Scr. Mater.*, **47**, No. 3: 157 (2012).
17. G. Speich and P. R. Swann, *J. Iron Steel Inst.*, **203**, No. 4: 480 (1965).
18. М. В. Белоус, В. Т. Черепин, М. А. Васильев, *Превращения при отпуске стали* (Москва: Металлургия: 1973).
19. М. В. Белоус, В. Б. Новожилов, Л. С. Шаталова, Ю. П. Шейко, *Физ. мет. металловед.*, **79**, № 4: 128 (1995).
20. В. И. Изотов, А. Г. Козлова, *Физ. мет. металловед.*, **80**, № 1: 97 (1995).
21. G. R. Speich, *Trans. Met. Soc. AIME*, **245**, No. 10: 2553 (1969).
22. D. Kalich and E. M. Roberts, *Met. Trans.*, **2**, No. 10: 2783 (1971).
23. E. J. Fasiska and H. Wagenblat, *Trans. Met. Soc. AIME*, **239**, No. 11: 1818 (1967).

24. N. Ridley, H. Stuart, and L. Zwell, *Trans. Met. Soc. AIME*, **246**, No. 8: 1834 (1969).
25. С. И. Веселов, Е. З. Спектор, *Физ. мет. металловед.*, **34**, № 5: 895 (1972).
26. Ю. М. Лахтин, *Металловедение и термическая обработка металлов* (Москва: Металлургия: 1977).
27. М. В. Белоус, *Металлофизика*, № 32: 79 (1970).
28. G. Thomas and M. Sarikaya, *Proc. Int'l Conf. 'Solid-Solid Phase Transformations' (August 10-14, 1981, Pittsburgh, USA)* (Warrendale: 1982), p. 999.
29. M. Sarikaya, G. Thomas, and J. W. Steeds, *Proc. Int'l Conf. 'Solid-Solid Phase Transformations' (August 10-14, 1981, Pittsburgh, USA)* (Warrendale: 1982), p. 1421.
30. Ю. Ф. Иванов, Н. А. Попова, С. А. Гладышев, Э. В. Козлов, *Взаимодействие дефектов кристаллической решётки и свойства: Сб. трудов* (Тула: ТулПИ: 1986), с. 100.
31. Ю. Ф. Иванов, Е. В. Корнет, Э. В. Козлов, В. Е. Громов, *Закалённая конструкционная сталь: Структура и механизмы упрочнения* (Новокузнецк: Изд-во СибГИУ: 2010).
32. Л. М. Утевский, *Дифракционная электронная микроскопия в металловедении* (Москва: Металлургия: 1973).
33. П. Хирш, А. Хови, Р. Николсон, Д. Пэшли, М. Уэлан, *Электронная микроскопия тонких кристаллов* (Москва: Мир: 1968).
34. М. В. Приданцев, Л. Н. Давыдова, А. М. Тамарина, *Конструкционные стали: Справочник* (Москва: Металлургия: 1980).
35. Н. А. Конева, Э. В. Козлов, *Изв. ВУЗов. Физика*, № 8: 3 (1982).
36. Н. А. Конева, Э. В. Козлов, Л. И. Тришкина, Д. В. Лычагин, *Сб. трудов международной конференции «Новые методы в физике и механике деформируемого твёрдого тела»* (Томск: ТГУ: 1990), с. 83.
37. I. R. Naulog, *Met. Trans.*, **10**, No. 7: 873 (1979).
38. Б. З. Беленький, Б. М. Фарбер, М. И. Гольдштейн, *Физ. мет. металловед.*, **39**, № 3: 403 (1975).
39. В. И. Трефилов, В. И. Моисеев, Э. П. Печковский, *Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических металлов* (Киев: Наукова думка: 1987).
40. Д. Мак-Лин, *Механические свойства металлов* (Москва: Металлургия: 1965).
41. М. И. Гольдштейн, В. М. Фарбер, *Дисперсионное упрочнение стали* (Москва: Металлургия: 1979).
42. М. А. Штремель, *Прочность сплавов. Ч. II: Деформация* (Москва: МИСиС: 1997).
43. А. А. Предводителев, *Проблемы современной кристаллографии* (Москва: Наука: 1975), с. 262.
44. I. D. Embury, *Strengthening Methods in Crystals* (Eds. A. Kelly and R. V. Nicholson) (Barking, UK: Applied Science Publishers Ltd.: 1971), p. 331.
45. *Статическая прочность и механика разрушения сталей: Сб. науч. трудов* (Ред. В. Даль, В. Антон) (Москва: Металлургия: 1986) (пер. с нем.).
46. E. O. Hall, *Proc. Phys. Soc.*, No. 64: 747 (1951).
47. К. Люке, Г. Готтштейн, *Статическая прочность и механика разрушения сталей: Сб. научных трудов* (Ред. В. Даль, В. Антон) (Москва: Металлургия: 1986), с. 14 (пер. с нем.).

48. В. Даль, *Статическая прочность и механика разрушения сталей: Сб. научных трудов* (Ред. В. Даль, В. Антон) (Москва: Металлургия: 1986), с. 133 (пер. с нем.).
49. В. Е. Громов, Э. В. Козлов, В. И. Базайкин, В. Я. Целлермаер, Ю. Ф. Иванов, *Физика и механика волочения и объёмной штамповки* (Москва: Недра: 1997).
50. Б. Н. Струнин, *Физ. твёрдого тела*, **9**, № 3: 805 (1967).
51. N. F. Mott and F. R. N. Nabarro, *Proc. Phys. Soc.*, **52**, No. 1: 86 (1940).
52. M. F. Ashby, *Physics of Strength and Plasticity* (Cambridge: MIT Press: 1969), p. 113.
53. E. Tekin and P. M. Kelly, *Precipitation from Iron-Base Alloys* (New York: Gordon and Breach: 1965).
54. S. J. Barnard, G. D. W. Smith, M. Saricaya, and G. Thomas, *Scripta Met.*, **15**, No. 4: 387 (1981).
55. R. L. Fleischer, *Electron Microscopy and Strength of Crystals* (New York: Wiley Interscience: 1963), p. 973.
56. O. Vohringer und E. Macherauch, *Härtereitechn. Mitt.*, **32**, H. 4: 153 (1977).
57. L. A. Norstrom, *Scandinavian J. of Met.*, **5**, No. 4: 159 (1976).
58. Т. Прыка, *Металловед. и терм. обр. стали*, № 7: 3 (1979).
59. Н. А. Конева, С. Ф. Киселева, Н. А. Попова, Э. В. Козлов, *Деформация и разрушение материалов*, № 9: 38 (2013).
60. С. Ф. Киселева, Н. А. Попова, Н. А. Конева, Э. В. Козлов, *Изв. РАН. Сер. физическая*, **76**, № 13: 70 (2012).

## REFERENCES

1. Y. Ohmori, Y.-C. Jung, K. Nakai, and H. Shiori, *Acta Mater.*, **49**, No. 6: 3149 (2001).
2. D. Quidort and Y. J. M. Brechet, *Acta Mater.*, **49**, No. 20: 4161 (2001).
3. T. Sourmail and V. Smanio, *Acta Mater.*, **61**, No. 7: 2639 (2013).
4. A. J. Clarke, J. G. Speer, M. K. Miller, R. E. Hackenberg, D. V. Edmonds, D. K. Matlock, F. C. Rizzo, K. D. Clarke, and E. De Moor, *Acta Mater.*, **56**, No. 1: 16 (2008).
5. A. Borgenstam, M. Hillert, and J. Agren, *Acta Mater.*, **57**, No. 11: 3242 (2009).
6. E. Gudremon, *Spetsialnye Stali* [Special Steels] (Moscow: Metallurgiya: 1966) (Russian translation).
7. Yu. I. Matrosov, D. A. Litvinenko, and S. A. Golovanenko, *Stal dlya Magistralnykh Gazoprovodov* [Steel for the Main Gas Pipelines] (Moscow: Metallurgiya: 1989) (in Russian).
8. V. V. Pavlov, L. A. Godik, L. V. Korneva, N. A. Kozyrev, and E. P. Kuznetsov, *Metallurg*, No. 4: 51 (2007) (in Russian).
9. I. I. Novikov, *Teoriya Termicheskoy Obrabotki Metallov* [Theory of Heat Treatment of Metals] (Moscow: Metallurgiya: 1978) (in Russian).
10. F. B. Pickering, *Fizicheskoe Metallovedenie i Razrabotka Staley* [Physical Metallurgy and the Design of Steels] (Moscow: Metallurgiya: 1982) (Russian translation).
11. G. V. Kurdyumov, L. M. Utevskiy, and R. I. Entin, *Prevrashcheniya v*

- Zheleze i Stali* [Transformations in the Iron and Steel] (Moscow: Nauka: 1977) (in Russian).
12. H. K. D. H. Bhadeshia, *Bainite in Steels* (2nd ed.) (London: The Institute of Materials: 2001).
  13. S.-J. Lee, J.-S. Park, and Y.-K. Lee, *Scr. Mater.*, **59**, No. 1: 87 (2008).
  14. H. I. Aaronson, W. T. Reynolds, G. J. Shiflet, and G. Spanos, *Metal. Trans. A*, **21**, No. 6: 1343 (1990).
  15. Ch. Fu-chen and Ch. Lu-yui, *Voprosy Materialovedeniya*, **53**, No. 1: 52 (2008) (in Russian).
  16. H.-S. Fang, J.-B. Yang, Z.-G. Yang, and B.-Z. Bai, *Scr. Mater.*, **47**, No. 3: 157 (2012).
  17. G. Speich and P. R. Swann, *J. Iron Steel Inst.*, **203**, No. 4: 480 (1965).
  18. M. V. Belous, V. T. Cherepin, and M. A. Vasiliev, *Prevrashcheniya pri Otpuske Stali* [Transformations at Tempering of Steel] (Moscow: Metallurgiya: 1973) (in Russian).
  19. M. V. Belous, V. B. Novozhilov, L. S. Shatalova, and Yu. P. Sheyko, *Fiz. Met. Metallovedenie*, **79**, No. 4: 128 (1995) (in Russian).
  20. V. I. Izotov and A. G. Kozlova, *Fiz. Met. Metallovedenie*, **80**, No. 1: 97 (1995) (in Russian).
  21. G. R. Speich, *Trans. Met. Soc. AIME*, **245**, No. 10: 2553 (1969).
  22. D. Kalich and E. M. Roberts, *Met. Trans.*, **2**, No. 10: 2783 (1971).
  23. E. J. Fasiska and H. Wagenblat, *Trans. Met. Soc. AIME*, **239**, No. 11: 1818 (1967).
  24. N. Ridley, H. Stuart, and L. Zwell, *Trans. Met. Soc. AIME*, **246**, No. 8: 1834 (1969).
  25. S. I. Veselov and E. Z. Spektor, *Fiz. Met. Metallovedenie*, **34**, No. 5: 895 (1972) (in Russian).
  26. Yu. M. Lakhtin, *Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka Metallov* [Metallurgy and Heat Treatment of Metals] (Moscow: Metallurgiya: 1977) (in Russian).
  27. M. V. Belous, *Metallofizika*, No. 32: 79 (1970) (in Russian).
  28. G. Thomas and M. Sarikaya, *Proc. Int'l Conf. 'Solid-Solid Phase Transformations' (August 10-14, 1981, Pittsburgh, USA)* (Warrendale: 1982), p. 999.
  29. M. Sarikaya, G. Thomas, and J. W. Steeds, *Proc. Int'l Conf. 'Solid-Solid Phase Transformations' (August 10-14, 1981, Pittsburgh, USA)* (Warrendale: 1982), p. 1421.
  30. Yu. F. Ivanov, N. A. Popova, S. A. Gladyshev, and Eh. V. Kozlov, *Vzaimodeystvie Defektov Kristallicheskoy Reshyotki i Svoystva: Sb. Trudov* [Interaction of Crystal-Lattice Defects and Properties] (Tula: TulPI: 1986), p. 100 (in Russian).
  31. Yu. F. Ivanov, E. V. Kornet, Eh. V. Kozlov, and V. E. Gromov, *Zakalyonnaya Konstruktsionnaya Stal: Struktura i Mekhanizmy Uprochneniya* [Hardened Structural Steel: the Structure and Mechanisms of Hardening] (Novokuznetsk: Izd-vo SibGIU: 2010) (in Russian).
  32. L. M. Utevskiy, *Difraktsionnaya Elektronnaya Mikroskopiya v Metallovedenii* [The Diffraction Electron Microscopy in Metallurgy] (Moscow: Metallurgiya: 1973) (in Russian).
  33. P. B. Hirsch, A. Howie, R. B. Nicholson, D. W. Pashley, and M. J. Whelan,

- Elektronnaya Mikroskopiya Tonkikh Kristallov* [Electron Microscopy of Thin Crystals] (Moscow: Mir: 1968) (Russian translation).
34. M. V. Pridantsev, L. N. Davydova, and A. M. Tamarina, *Konstruktivnyye Stali: Spravochnik* [Structural Steels: Handbook] (Moscow: Metallurgiya: 1980) (in Russian).
  35. N. A. Koneva and Eh. V. Kozlov, *Izv. VUZov. Fizika*, No. 8: 3 (1982) (in Russian).
  36. N. A. Koneva, Eh. V. Kozlov, L. I. Trishkina, and D. V. Lychagin, *Sb. Trudov Mezhdunarodnoy Konferentsii 'Novyye Metody v Fizike i Mekhanike Deformiruemogo Tverdogo Tela'* [Proc. of the International Conference 'New Methods in Physics and Mechanics of Deformable Solid'] (Tomsk: TGU: 1990), p. 83 (in Russian).
  37. I. R. Naulor, *Met. Trans.*, **10**, No. 7: 873 (1979).
  38. B. Z. Belenkiy, B. M. Farber, and M. I. Goldshtein, *Fiz. Met. Metallovedenie*, **39**, No. 3: 403 (1975) (in Russian).
  39. V. I. Trefilov, V. I. Moiseev, and E. P. Pechkovskiy, *Deformatsionnoe Uprochnenie i Razrushenie Polikristallicheskikh Metallov* [Work Hardening and Failure of Polycrystalline Metals] (Kiev: Naukova Dumka: 1987) (in Russian).
  40. D. McLin, *Mekhanicheskie Svoystva Metallov* [Mechanical Properties of Metals] (Moscow: Metallurgiya: 1965) (Russian translation).
  41. M. I. Goldshtein and V. M. Farber, *Dispersionnoe Uprochnenie Stali* [Dispersion Strengthening of Steel] (Moscow: Metallurgiya: 1979) (in Russian).
  42. M. A. Shtremel, *Prochnost Splavov. Ch. II: Deformatsiya* [The Strength of Alloys. Pt. II: Deformation] (Moscow: MISiS: 1997) (in Russian).
  43. A. A. Predvoditelev, *Problemy Sovremennoy Kristallografii* [Problems of Contemporary Crystallography] (Moscow: Nauka: 1975), p. 262 (in Russian).
  44. I. D. Embury, *Strengthening Methods in Crystals* (Eds. A. Kelly and R. B. Nicholson) (Barking, UK: Applied Science Publishers Ltd.: 1971), p. 331.
  45. *Sticheskaya Prochnost i Mekhanika Razrusheniya Staley: Sb. Nauchnykh Trudov* [Werkstoffkunder Eisen und Stahl—Static Strength and Mechanics of Steel Failure: Collected Scientific Transactions] (Eds. V. Dal and V. Anton) (Moscow: Metallurgiya: 1986) (Russian translation).
  46. E. O. Hall, *Proc. Phys. Soc.*, No. 64: 747 (1951).
  47. K. Luke and G. Gottstein, *Sticheskaya Prochnost i Mekhanika Razrusheniya Staley: Sb. Nauchnykh Trudov* [Werkstoffkunder Eisen und Stahl—Static Strength and Mechanics of Steel Failure: Collected Scientific Transactions] (Eds. V. Dal and V. Anton) (Moscow: Metallurgiya: 1986), p. 14 (Russian translation).
  48. V. Dal, *Sticheskaya Prochnost i Mekhanika Razrusheniya Staley: Sb. Nauchnykh Trudov* [Werkstoffkunder Eisen und Stahl—Static Strength and Mechanics of Steel Failure: Collected Scientific Transactions] (Eds. V. Dal and V. Anton) (Moscow: Metallurgiya: 1986), p. 133 (Russian translation).
  49. V. E. Gromov, Eh. V. Kozlov, V. I. Bazaykin, V. Ya. Cellermaer, and Yu. F. Ivanov, *Fizika i Mekhanika Volocheniya i Ob'yomnoy Shtampovki* [Physics and Mechanics of Drawing and Bulk Forging] (Moscow: Nedra: 1997) (in Russian).
  50. B. N. Strunin, *Fiz. Tverdogo Tela*, **9**, No. 3: 805 (1967) (in Russian).
  51. N. F. Mott and F. R. N. Nabarro, *Proc. Phys. Soc.*, **52**, No. 1: 86 (1940).

52. M. F. Ashby, *Physics of Strength and Plasticity* (Cambridge: MIT Press: 1969), p. 113.
53. E. Tekin and P. M. Kelly, *Precipitation from Iron-Base Alloys* (New York: Gordon and Breach: 1965).
54. S. J. Barnard, G. D. W. Smith, M. Saricaya, and G. Thomas, *Scripta Met.*, **15**, No. 4: 387 (1981).
55. R. L. Fleischer, *Electron Microscopy and Strength of Crystals* (New York: Wiley Interscience: 1963), p. 973.
56. O. Vohringer und E. Macherauch, *Härtereitechn. Mitt.*, **32**, H. 4: 153 (1977).
57. L. A. Norstrom, *Scandinavian J. of Met.*, **5**, No. 4: 159 (1976).
58. T. Prnka, *Metallovedenie i Term. Obr. Stali*, No. 7: 3 (1979) (in Russian).
59. N. A. Koneva, S. F. Kiseleva, N. A. Popova, and Eh. V. Kozlov, *Deformatsiya i Razrushenie Materialov* [Deformation and Failure of Materials], No. 9: 38 (2013) (in Russian).
60. S. F. Kiseleva, N. A. Popova, N. A. Koneva, and Eh. V. Kozlov, *Izv. RAN. Ser. Fizicheskaya*, **76**, No. 13: 70 (2012) (in Russian).

\*Siberian State Industrial University,  
42, Kirov Str.,

654007 Novokuznetsk, Russian Federation

\*\*National Research Tomsk Polytechnic University,

2/3, Akademicheskiiy Avenue,

634055 Tomsk, Russian Federation

\*\*\*Institute of High Current Electronics, SB RAS,

2/3, Akademicheskiiy Avenue,

634055 Tomsk, Russian Federation

<sup>1</sup> Fig. 1. Strain hardening curve (*a*) and dependence of work hardening coefficient on deformation degree ( $\sigma$ ) for steel with bainite structure.

<sup>2</sup> Fig. 2. An electron-microscopy image of the 30X2H2MΦA steel structure formed as a result of cooling from the temperature of austenitisation; *a*—bright-field image;  $\sigma$ —dark field obtained in the [201]Fe<sub>3</sub>C reflex;  $\epsilon$ —microelectron diffraction pattern (arrow indicates the reflex where dark-field image is obtained).

<sup>3</sup> Fig. 3. Dependences of the longitudinal *L* (curve 1) and transverse *d* (curve 2) sizes of the cementite particles located in the bulk of the bainite crystals on the steel deformation degree  $\epsilon$ .

<sup>4</sup> Fig. 4. Dependences of both the volume fraction of cementite particles (*a*) and the residual austenite layers ( $\sigma$ ) on the steel deformation degree  $\epsilon$ ; curve 1—cementite particles located at the boundaries of ferrite crystals, curve 2—cementite particles located within the ferrite crystals; curve 3 shows the changes in the total volume fraction of the cementite in the steel.

<sup>5</sup> Fig. 5. An electron-microscopy image of the 30X2H2MΦA steel structure subjected to uniaxial compression at  $\epsilon \approx 36\%$ ; *a*—bright-field image;  $\sigma$ —dark field obtained in the [211]Fe<sub>3</sub>C reflex;  $\epsilon$ —microelectron diffraction pattern (arrow indicates the reflex where dark-field image is obtained).

<sup>6</sup> Fig. 6. Parameter of a crystal lattice of  $\alpha$ -phase vs. degree of deformation of steel.

<sup>7</sup> TABLE 1. On the method of analysis of distribution of carbon in the steel.

<sup>8</sup> Fig. 7. Deformation-degree-dependent concentration of carbon atoms arranged in a crystal lattice based on  $\alpha$ -Fe (1), in cementite particles lying at intraphase boundaries (2), at structure defect (3), in cementite particles lying in the bainite-wafer bulk (4), and in the crystal lattice based on  $\gamma$ -Fe (5).

<sup>9</sup> Fig. 8. Dependences of both the scalar density of dislocations (*a*) and the volume of the material comprising microtwins ( $\sigma$ ) on deformation degree.

<sup>10</sup> Fig. 10. Dependences of both the average longitudinal sizes of the fragments (*a*) and the value of an azimuthal component of the total disorientation angle substructure ( $\sigma$ ) on the deformation degree.

<sup>11</sup> Fig. 9. An electron-microscopy image of steel structure after deformation of  $\epsilon = 36\%$ ; *a*—

---

bright-field image;  $\sigma$ —microelectron diffraction pattern;  $\sigma$ —dark field obtained in the  $[101]\alpha$ -Fe reflex; arrows indicate: in (a) and (e), microtwins of deformation origin; in (b), a reflex where a dark-field is obtained.

<sup>12</sup> Fig. 11. An electron-microscopy image showing the contours of the bending of extinction; a—bright-field;  $\sigma$ —dark field obtained in the  $[110]\alpha$ -Fe reflex;  $\sigma$ —microelectron diffraction pattern (arrow indicates the reflex where dark-field image is obtained).

<sup>13</sup> Fig. 12. Dependences of both the surface density of contours (a) and the average transverse sizes (b) on the deformation degree.

<sup>14</sup> Fig. 13. Dependences of contribution to the stress of flow from both the fragments' boundaries  $\sigma(L)$  (a) and the dislocation 'forest' (b) on the deformation degree  $\varepsilon$ .

<sup>15</sup> Fig. 14. Dependences of contribution to the stress of flow from both the long-range fields of internal stresses  $\sigma(h)$  (a) and the cementite particles (b) on the deformation degree  $\varepsilon$ . Dependence of contribution into the stress of flow from solid-solution hardening  $\sigma(C)$  on the deformation degree (e).

<sup>16</sup> Fig. 15. Dependences of contribution into the stress of flow from internal phase boundaries (1), solid-solution hardening (2), internal stress fields (3), dislocation substructure (4), and cementite particles (5) on the deformation degree of the steel with bainite structure.

<sup>17</sup> Fig. 16. Work hardening curves of steel calculated from the evaluations of hardening mechanisms (curve 1) and identified in the experiment (curve 2).

<sup>18</sup> Fig. 17. (a) An electron-microscopy image of the steel structure after deformation of  $\varepsilon = 30\%$ . (b) Dependence of the volume of material containing microtwins on the deformation degree.