

PACS numbers: 61.72.-y, 62.20.F-, 64.70.kd, 81.40.Jj, 81.40.Lm, 81.70.Bt, 83.50.-v

Структурно-фазовые превращения в закаленной конструкционной стали при деформации

Ю. Ф. Иванов, Е. В. Корнет*, В. Е. Громов*, С. В. Коновалов*

*Институт сильноточной электроники СО РАН,
просп. Академический, 4,
634021 Томск, Россия*

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

Методами просвечивающей дифракционной электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа изучен процесс пластической деформации закаленной конструкционной стали 38ХНЗМФА. Выявлена стадийность деформационной кривой при сжатии. Установлены и проанализированы места локализации деформации — каналы деформации, имеющие поперечные размеры 0,5 мкм, а продольные — несколько микрон. Размеры фрагментов в каналах деформации составляют 50–100 нм. С увеличением степени деформации наблюдается уменьшение продольных размеров кристаллов мартенсита и увеличение плотности микродвойников, скалярной и избыточной плотности дислокаций, амплитуды дальнедействующих полей напряжений. Установлены возможные места локализации атомов углерода в структуре стали. Показано, что с увеличением степени деформации суммарное количество атомов углерода, расположенных в твердых растворах на основе α - или γ -железа, снижается, а на дефектах структуры — увеличивается.

Методами просвітної дифракційної електронної мікроскопії та рентгеноструктурної аналізи вивчено процес пластичної деформації загартованої конструкційної сталі 38ХНЗМФА. Виявлено стадійність деформаційної кривої за стиснення. Встановлено та проаналізовано місця локалізації деформації — канали деформації, що мають поперечні розміри 0,5 мкм, а поздовжні — кілька мікрон. Розміри фрагментів у каналах деформації складають 50–100 нм. Зі збільшенням ступеня деформації спостерігається зменшення поздовжніх розмірів кристалів мартенситу і збільшення густини микродвійників, скалярної і надлишкової густини дислокацій, амплітуди далекосяжних полів напружень. Встановлено можливі місця локалізації атомів вуглецю в структурі сталі. Показано, що зі збільшенням ступеня деформації сумарна кількість атомів вуглецю, розташованих

у твердых розчинах на основі α - або γ -заліза, знижується, а на дефектах структури — збільшується.

The process of plastic deformation of quenched constructional 38CrNi3MoV (0.38% C, < 1% Cr, 3% Ni, < 1% Mo, < 1% V) steel is studied by methods of transmission electron diffraction microscopy and X-ray structure analysis. The stages of deformation curves are revealed during the steel compression. Deformation localization places, namely, deformation channels having the transverse size of 0.5 μm and longitudinal ones of some microns, are revealed and analysed. In deformation channels, there are fragments with sizes of 50–100 nm. Longitudinal fragment sizes of martensite crystals are decreased, and microtwins' density, scalar and excess dislocation density, amplitude of long-range stress fields are increased with the deformation-degree growth. The possible places of carbon-atoms localization in the steel structure are determined. As shown, the total quantity of carbon atoms located in the solid solutions based on α - or γ -Fe is increased, and it is decreased on the structure defects with the growth of deformation degree.

Ключевые слова: закаленная сталь, деформация, локализация углерода.

(Получено 19 мая 2009 г.)

ВВЕДЕНИЕ

Одним из способов существенной экономии металла является применение высокопрочных конструкционных сталей. Проблема достижения высокопрочного состояния, как показывают многочисленные исследования последних десятилетий, не может быть решена с помощью одних лишь традиционных способов воздействия на структуру и свойства металла (легирования, термическая обработка) [1–12]. Перспективным методом, базирующимся на реализации потенциальных возможностей стали, является термомеханическая обработка [13–17]. Комбинирование в различной последовательности пластической деформации с закалкой позволяет повышать прочностные характеристики стали при сохранении ее пластичности и вязкости. Особенно целесообразно использовать деформацию для упрочнения металлических материалов в том случае, когда она одновременно является формообразующей операцией [18, 19]. За последние годы представления о природе упрочнения сталей при термической и термомеханической обработке существенно углубились. Всестороннее рассмотрение свойств, характеризующих сопротивление хрупкому разрушению, показало принципиальную возможность эффективного деформационного упрочнения сталей различных классов при условии его рационального применения [14, 15, 20–22]. Для выявления перспективных областей применения технологии, основанной на пластической деформации после

закалки, выбора для каждой конкретной стали наиболее целесообразной технологической схемы деформационной обработки изучают зависимость эффекта упрочнения от структурного состояния материала перед деформацией и параметров режима этой обработки, устанавливая причинно-следственные связи между явлениями, определяющими комплексное улучшение свойств. В свою очередь, знание закономерностей формирования структуры и свойств стали при пластической деформации в закаленном состоянии необходимо для управления процессом деформационного упрочнения [14–16]. В настоящей работе анализируются результаты, полученные при исследовании (на качественном и количественном уровнях) эволюции дефектной субструктуры и фазового состава закаленной среднеуглеродистой малолегированной конструкционной стали, подвергнутой пластической деформации.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве материала исследования использована конструкционная сталь 38ХНЗМФА [23]. Аустенизацию стали проводили при температуре 950°C в течение 1,5 часа. Закалку выполняли в масле. Деформацию стали осуществляли одноосным сжатием со скоростью $\sim 7 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ столбиков размерами 4×4×6 мм³ на испытательной машине типа «Инстрон». Исследования структуры и фазового состава стали выполняли методами электронной дифракционной микроскопии тонких фольг (прибор ЭМ-125) и рентгеноструктурного анализа (прибор ДРОН-3 УМ, фильтрованное CuK_α -излучение). В качестве параметров структуры стали, характеризующих ее деформационное поведение, использовали следующие: величину скалярной и избыточной плотности дислокаций, амплитуду дальнедействующих полей напряжений, средние размеры, плотность и объемную долю частиц карбидной фазы, объемную долю остаточного аустенита (γ -фаза), параметры кристаллической решетки α - и γ -фаз.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Кривые деформационного упрочнения. Характерный вид кривых деформационного упрочнения закаленной стали 38ХНЗМФА приведен на рис. 1. Математическая обработка кривых деформационного упрочнения показывает, что зависимость σ – ε имеет параболический вид и описывается полиномом четвертой степени. Следовательно, независимо от температуры аустенизации, изменяющейся в пределах от 950 до 1200°C, наблюдается отчетливо проявляющееся подобие в деформационном поведении закаленной стали. В настоящей работе эволюцию структурно-фазового состояния стали осуще-

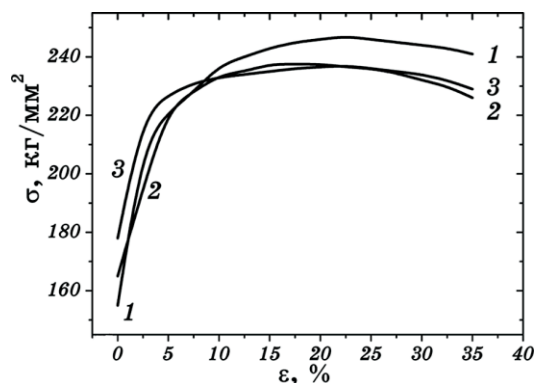


Рис. 1. Кривые деформационного упрочнения закаленной стали 38ХНЗМФА. Температура закалки: 1 — 1200°C, 2 — 950°C, 3 — 1050°C.

ствляли на образцах, аустенизированных при температуре 950°C. Поэтому все дальнейшие рассуждения будут касаться именно этого материала.

Как правило, деформационное упрочнение стали характеризуется коэффициентом деформационного упрочнения $\theta \equiv \partial\sigma/\partial\varepsilon$, выявляемым путем дифференцирования кривой зависимости σ – ε [24, 25]. Анализируя приведенные на рис. 2 результаты, можно выделить две стадии деформационного упрочнения: стадию с параболической зависимостью σ – ε или убывающим коэффициентом упрочнения θ и стадию со слабо изменяющимся и низким значением коэффициента упрочнения. Если сопоставить вид зависимости σ – ε и θ – ε с тем, что наблюдается на этой стадии в ГЦК-сплавах, где стадийность кривых течения к настоящему моменту хорошо изучена [24, 25], то вышеупомянутые стадии следует называть стадиями III и IV. Действительно, для стадии III характерна параболическая зависимость σ – ε , быстрое убывание коэффициента упрочнения и полосовая субструктура. Такие же изменения механических характеристик имеют место и в исследуемой в настоящей работе стали (рис. 2), а структура пакетного мартенсита во многом подобна полосовой субструктуре [26]. Для стадии IV характерно постоянное низкое упрочнение и развитие субструктуры с непрерывными и дискретными разориентировками, либо фрагментированной субструктуры. Механические характеристики исследуемой стали и на этот раз коррелируют с тем, что имеет место в ГЦК-сплавах. Разрушение испытываемых образцов закаленной стали происходило при $\varepsilon \cong 0,27$ путем хрупкого скола под углом ~ 45 градусов к оси деформации с образованием нескольких крупных осколков.

Структурно-фазовое состояние стали перед деформацией. В результате закалки в стали 38ХНЗМФА, как показали электронно-

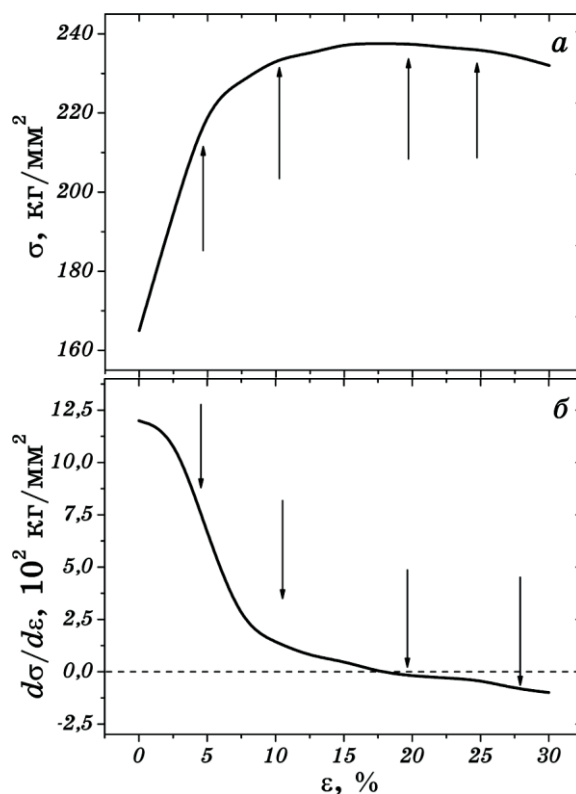


Рис. 2. Кривая деформационного упрочнения (*а*) и зависимость коэффициента деформационного упрочнения от степени деформации (*б*) закаленной стали 38ХНЗМФА ($T = 950^{\circ}\text{C}$, 1,5 часа). Стрелками указаны степени деформации, при которых проводились электронно-микроскопические исследования структурно-фазового состояния стали.

микроскопические микродифракционные исследования, формируется многофазная структура, состоящая из α -фазы, γ -фазы и частиц карбидной фазы. Основной является α -фаза, представляющая собой смесь кристаллов реечного (пакетного, дислокационного) мартенсита (рис. 3, *а*) и кристаллов пластинчатого (дислокационного) мартенсита (рис. 3, *б*) [26–35]. Объемная доля кристаллов пакетного мартенсита зависит от температуры аустенизации (при заданной скорости охлаждения) и в анализируемом в работе случае (закалка в масле от 950°C , 1,5 часа) составляет $\sim 0,7$; остальное — пластинчатый мартенсит. Кристаллы и пакетного, и пластинчатого мартенсита фрагментированы. Особенно ярко это проявляется в структуре пакетного мартенсита (рис. 3). Средние размеры фрагментов составляют $0,25 \times 0,5 \text{ мкм}^2$. В объеме фрагментов наблюдается сетчатая дислокационная субструктура; скалярная плотность дислока-



Рис. 3. Мартенситная структура закаленной стали 38ХНЗМФА.

ций $\langle \rho \rangle \cong 10^{11} \text{ см}^{-2}$ [36]. В отдельных кристаллах пакетного мартенсита обнаруживаются микродвойники превращения (рис. 4). В кристаллах пластинчатого мартенсита микродвойники превращения не выявляются.

Второй, по величине объемной доли, фазой, присутствующей в закаленной стали 38ХНЗМФА, является γ -фаза (остаточный аустенит). Остаточный аустенит имеет форму тонких прослоек (толщина ~ 50 нм), располагающихся вдоль границ преимущественно кристаллов пакетного мартенсита (рис. 5). Объемная доля остаточного аустенита $\sim 0,07$.

Карбидная фаза является третьей фазовой составляющей закаленной стали (рис. 6). Электронно-микроскопический микродифракционный анализ показал, что карбиды имеют состав Fe_3C , т.е. являются цементитом. Частицы цементита располагаются преимущественно в объеме кристаллов мартенсита и пакетной и пластинчатой морфологии, имеют форму тонких пластинок (иголок). Объемная доля частиц карбидной фазы мала (0,003). Причиной их



Рис. 4. Двойники превращения в кристаллах пакетного мартенсита закаленной стали 38ХНЗМФА.



Рис. 5. Прослойки остаточного аустенита, расположенные по границам кристаллов мартенсита закаленной стали 38ХНЗМФА: *a* — светлое поле; *b* — темное поле, полученное в рефлексе $[002] \gamma\text{-Fe}$; *в* — микроэлектронограмма. Стрелками на (*b*) указаны прослойки остаточного аустенита, на (*в*) — рефлекс, в котором получено темное поле.

образования являются процессы «самоотпуска» стали, т.е. отпуска, протекающего в интервале температур начала мартенситного превращения—комнатная температура [37–40].

Таким образом, исследуемая сталь в закаленном состоянии является трехфазным материалом; основной фазой является мартенсит преимущественно пакетной морфологии. Электронно-микроскопические микродифракционные исследования позволили проследить за поведением каждой из данных фаз при деформировании закаленной стали.

Эволюция структуры стали при деформации. Деформация закаленной стали, вплоть до разрушения образца, не приводит к из-

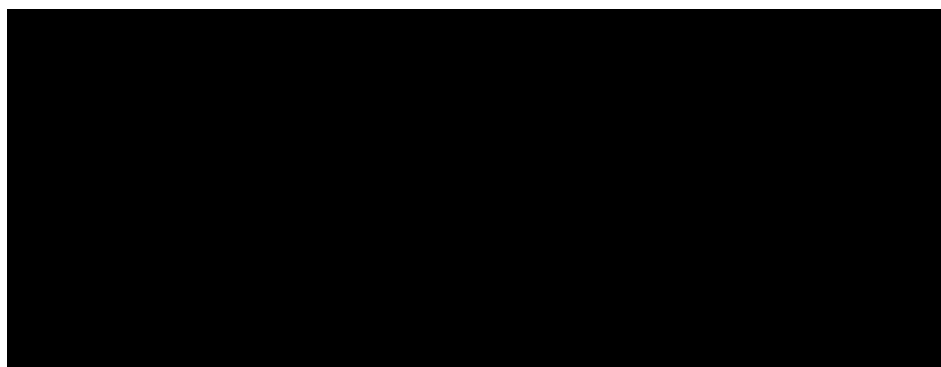


Рис. 6. Частицы цементита в кристаллах мартенсита закаленной стали 38ХНЗМФА: *a* — светлое поле; *b* — темное поле, полученное в рефлексе $[110] \text{Fe}_3\text{C}$; *в* — микроэлектронограмма. Стрелками на (*a*) и (*b*) указаны частицы цементита, на (*в*) — рефлекс, в котором получено темное поле.

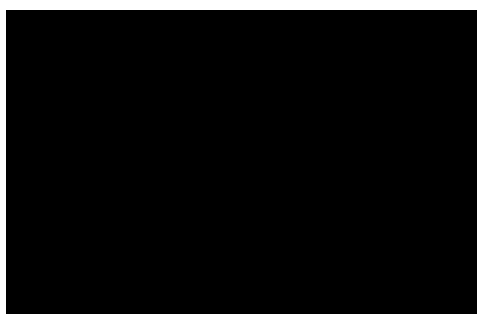


Рис. 7. Мартенситная структура закаленной стали 38ХНЗМФА, $\varepsilon = 26\%$ (разрушенное состояние): *a* — светлое поле; *б* — микроэлектроннограмма.

менению зеренной структуры. Вместе с тем внутризеренная структура стали существенным образом трансформируется. В наименьшей степени это затрагивает границы раздела пакетов и кристаллов мартенсита. Методами дифракционной электронной микроскопии в разрушенном состоянии отчетливо выявляются границы реек, пластин и пакетов (рис. 7). Однако в отдельных случаях удается обнаружить участки материала, на которых ни в светлом поле (рис. 8, *a*), ни в темном (рис. 8, *б*) границы раздела кристаллов мартенсита не выявляются. Последнее означает, что пластическая деформация стали сопровождается разрушением границ раздела кристаллов мартенсита, пакетов и пластин.

С увеличением степени деформации существенным образом изменяется субструктура кристаллов мартенсита. Во-первых, уменьшаются продольные размеры фрагментов, и увеличивается степень их разориентации. Во-вторых, увеличивается количество микро-

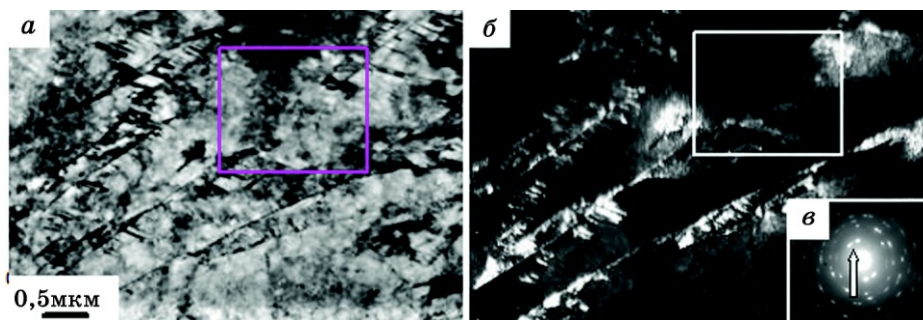


Рис. 8. Мартенситная структура закаленной стали 38ХНЗМФА, $\varepsilon = 26\%$ (разрушенное состояние): *a* — светлое поле; *б* — темное поле, полученное в рефлексе [110] α -Fe; *в* — микроэлектроннограмма. На (*a*) и (*б*) выделены участки структуры с разрушенными границами кристаллов мартенсита, на (*в*) стрелкой указан рефлекс, в котором получено темное поле.

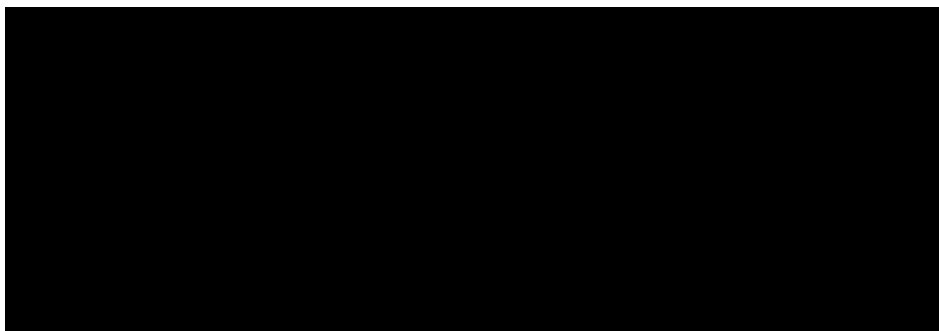


Рис. 9. Микродвойники деформации, формирующиеся в закаленной стали 38XНЗМФА, $\varepsilon = 26\%$: *a* — светлое поле; *б* — темное поле, полученное в рефлексе [110] α -Fe; *в* — микроэлектронограмма. На (*a*) стрелками обозначены микродвойники, на (*в*) стрелкой указан рефлекс, в котором получено темное поле.

двойников в кристаллах мартенсита (рис. 9). Данный факт говорит о деформировании стали не только путем движения дислокаций, но и путем двойникования. Если в исходном состоянии микродвойники наблюдались в отдельно расположенных пакетах мартенсита, то в структуре разрушенной стали микродвойники часто обнаруживаются в расположенных рядом нескольких пакетах и в кристаллах пластинчатого высокотемпературного мартенсита.

В-третьих, изменяется морфология изгибных экстинкционных контуров. А именно, в исходном состоянии контуры замыкались на границы кристаллов, указывая на то, что источниками полей напряжений являются внутрифазные границы (рис. 3, рис. 5). Деформация стали приводит к появлению петлеобразных контуров, т.е. контуров, расположенных внутри пакетов (рис. 10, *a*) или кри-

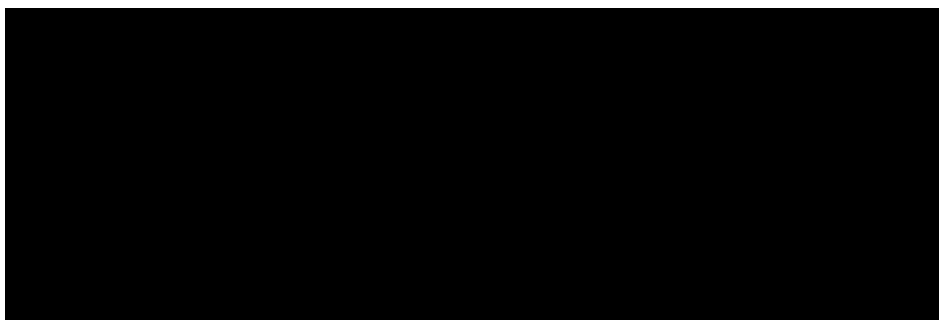


Рис. 10. Структура закаленной стали 38XНЗМФА, сформировавшаяся в результате пластической деформации ($\varepsilon = 26\%$); стрелками указаны изгибные экстинкционные контуры петлеобразной формы.

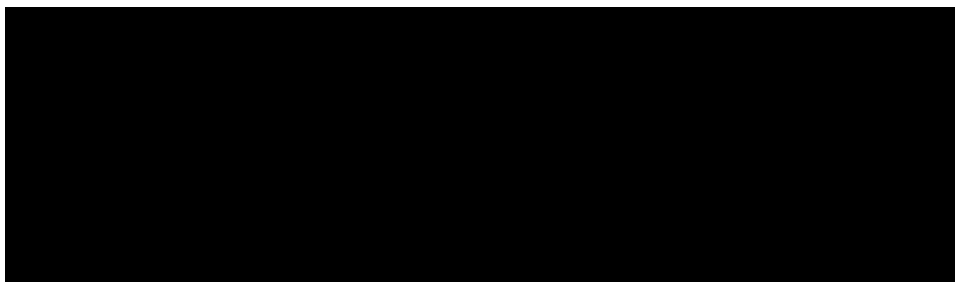


Рис. 11. Характерные микроэлектронограммы, полученные с пакетного мартенсита закаленной стали 38ХНЗМФА, подвергнутой пластической деформации при $\varepsilon = 10\%$ (а), 18,6% (б) и 26% (в).

сталлов мартенсита и замкнутых сами на себя (рис. 10, б). Это свидетельствует о формировании источников полей напряжений внутри кристаллов мартенсита.

В-четвертых, деформация стали сопровождается накоплением непрерывных и дискретных разориентировок элементов субструктуры (кристаллов мартенсита и фрагментов кристаллов). На микроэлектронограммах выявляются тяжи матричных рефлексов (рис. 11, а, б), трансформирующиеся, с ростом степени деформации, в отдельно расположенные точечные рефлексы, формируя квазикольцевую структуру, характерную для нанокристаллического материала (рис. 11, в).

В-пятых, возрастает скалярная и избыточная плотность дислокаций. Дислокационная субструктура при этом сохраняется и представляет собой плотные сетки. Увеличение степени деформации, вплоть до разрушения образца, сопровождается лишь уменьшением средних размеров элементов дислокационной сетки. Избыточная плотность дислокаций ρ_+ линейно связана с кривизной-кручением кристаллической решетки $\chi = b\rho_+$ [19]. Величина χ характеризует среднюю амплитуду кривизны-кручения кристаллической решетки стали. Поскольку в настоящей работе весь тензор кривизны-кручения кристаллической решетки не измерялся, о числе компонент тензора можно судить по плотности изгибных экстинкционных контуров. Выполненный анализ показал, что плотность изгибных экстинкционных контуров возрастает при увеличении степени деформации стали (рис. 12). Последнее свидетельствует о постоянном нарастании числа компонент тензора изгиба-кручения, отличных от нуля.

Детальный анализ структуры деформированной стали позволил выявить особые состояния материала, располагающиеся, как правило, вдоль внутрифазных границ раздела, а именно, границ раздела соседних пакетов или границ раздела пластин и пакетов — так

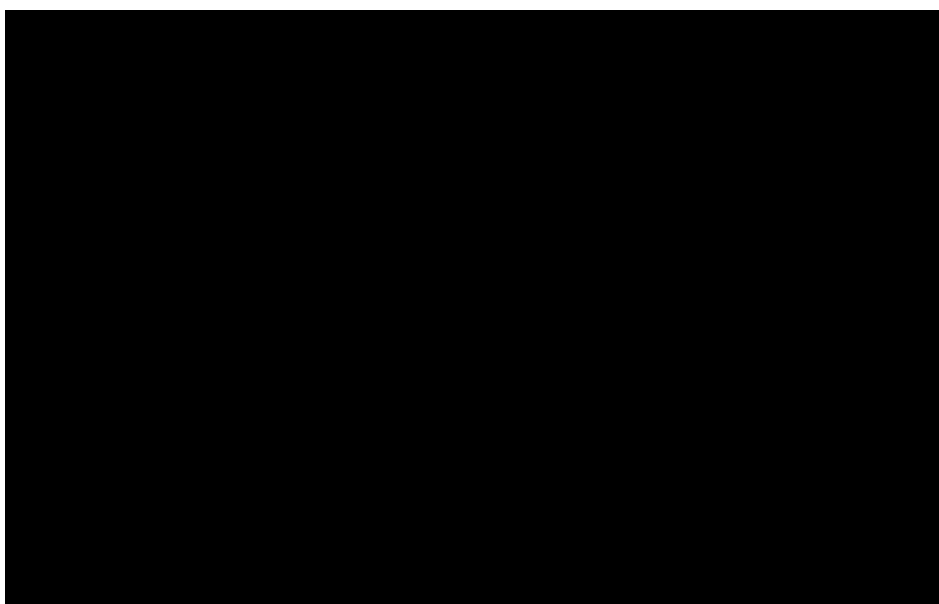


Рис. 12. Структура закаленной стали 38ХНЗМФА, сформировавшаяся в результате пластической деформации $\varepsilon = 5\%$ (а), 10% (б), 18,6% (в) и 26% (г); изгибные экстинкционные контуры указаны стрелками.

называемые каналы локализованной деформации. В [41–43] было показано, что в условиях интенсивной пластической деформации волочением при комнатной температуре для стали 08Г2С (феррито-перлитное состояние) характерной особенностью является формирование вытянутых областей с ультрадисперсной структурой — каналов деформации. Такие области на темнопольных изображениях в матричных рефлексах проявляются в виде крапчатого контраста. Микроэлектронограммы, полученные с таких областей, имеют, как правило, квазиколецевое строение. Каналы деформации — это места локализации деформации. Такие области простираются на несколько десятков микрометров в длину и имеют в поперечнике до 1 мкм. С ростом степени деформации средние размеры каналов деформации увеличиваются [41–43].

В канале деформации субструктура также 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 десятков раз превосходящий средний. Различие формы фрагментов в матрице (высокоанизотропные фрагменты) и каналах (изотропные фрагменты) свидетельствует о различных механизмах

их формирования. Изотропия формы фрагментов в канале позволяет предположить иные температурные условия их формирования. Если анизотропные фрагменты есть результат холодной деформации, то изотропные фрагменты — результат теплой деформации.

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 [44]. Установлено [41–43], что как в канале деформации, так и в прилегающих к нему областях присутствуют участки одной ориентации или близких, вытянутые приблизительно параллельно длинной стороне канала. С позиции гидродинамики такие участки подобны линиям тока при ламинарном течении. Поскольку при деформации, как правило, возникает значительное количество участков с турбулентным течением, такое сопоставление проливает свет на природу каналов деформации. А именно, условия деформирования в них таковы, что работа деформации оказывается ниже, чем в соседних участках. Предполагается, что основную роль здесь играет локальный разогрев материала [41–43].

Еще одной особенностью каналов деформации являются значительные поля напряжений, локализованные внутри них и в прилегающих к ним областях. Отмечены два механизма релаксации этих полей напряжений [41–43]. Во-первых, путем фрагментации. В этом случае образуются цепочки фрагментов малых размеров и близкой ориентации, расположенные вдоль канала деформации. Во-вторых, путем развития микротрещин.

Пример каналов локализованной деформации, формирующихся при одноосном сжатии закаленной стали 38ХНЗМФА, приведен на рис. 13. Как отмечалось в [41–43], канал деформации имеет форму вытянутой области, поперечные размеры которой $\sim 0,5$ мкм. Канал деформации имеет слоистое строение, напоминая этим структуру пакета мартенсита. Слои сформированы кристаллитами, размеры которых изменяются в пределах 50–100 нм. Кольцевое строение микроэлектроннограммы, полученной с области локализации канала деформации (рис. 13, *з*), указывает на преимущественно большеугловую разориентацию кристаллитов, формирующих его. Важно отметить, что в прилегающих к каналу деформации областях материала структура стали по морфологическому признаку подобна структуре исходного состояния, т.е. выявляются кристаллы пакетного и пластинчатого мартенсита. Микроэлектроннограмма, полученная с прилегающей к каналу области фольги, является точечной, характерной для поликристаллического материала (рис. 13, *в*). С ростом степени деформации объем материала, занятый каналами деформации возрастает, достигая на момент разрушения ста-

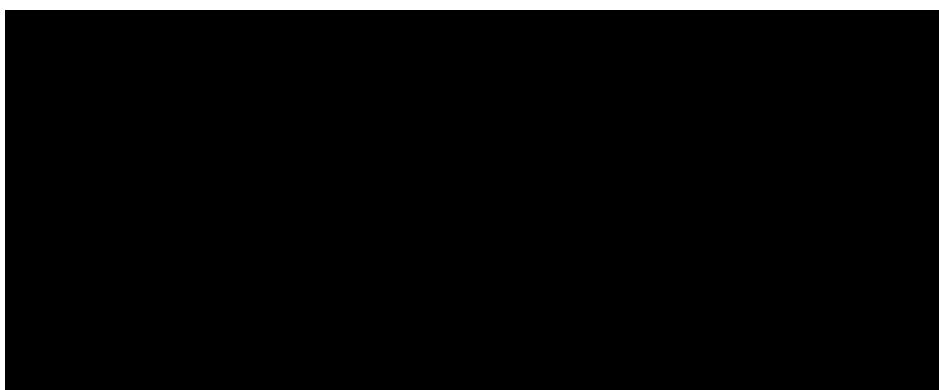


Рис. 13. Каналы деформации, формирующиеся в закаленной стали 38XНЗМФА, $\varepsilon = 18,6\%$: *a* — светлое поле; *b* — темное поле, полученное в рефлексе $[110] \alpha\text{-Fe}$; *c, d* — микроэлектронogramмы. На (*a*) стрелками обозначены каналы деформации, на (*d*) стрелкой указан рефлекс, в котором получено темное поле. Микроэлектронogramма (*c*) получена с области фольги вдали от канала деформации, микроэлектронogramма (*d*) — с области локализации канала деформации.

ли нескольких десятков процентов.

Деформация закаленной стали сопровождается фазовыми превращениями. Во-первых, это касается остаточного аустенита. С увеличением степени деформации объемная доля остаточного аустенита заметно уменьшается и при $\varepsilon = 0,2$ остаточный аустенит в стали методами дифракционной электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа не выявляется. Вдоль границ кристаллов мартенсита и пакетов, одновременно с этим обнаруживаются нано-

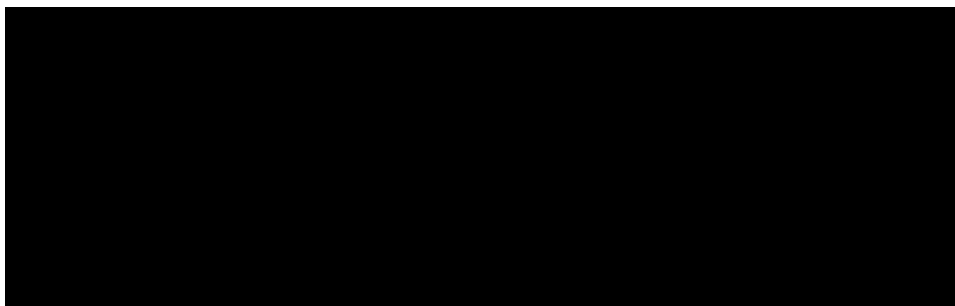
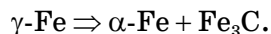


Рис. 14. Структура закаленной стали 38XНЗМФА, формирующаяся в результате пластической деформации ($\varepsilon = 18,6\%$): *a* — светлое поле; *b* — темное поле, полученное в рефлексе $[121] \text{Fe}_3\text{C}$; *c* — микроэлектронogramма. На (*a*) и (*b*) стрелками обозначены частицы цементита, на (*c*) стрелкой указан рефлекс, в котором получено темное поле.

размерные частицы цементита (рис. 14). Следовательно, деформационное превращение остаточного аустенита протекает по схеме:



Сопоставляя результаты, полученные при исследовании структуры и морфологии каналов локализованной деформации (протяженные прослойки, расположенные вдоль границ пакетов и пластин; увеличение объемной доли с ростом степени деформации), с выявленным фактом снижения объемной доли остаточного аустенита с увеличением степени деформации, можно предположить, что вероятными местами зарождения каналов деформации в закаленной стали могут быть прослойки остаточного аустенита.

Во-вторых, деформация закаленной стали сопровождается растворением частиц цементита. Последнее приводит к уменьшению средних размеров, плотности и объемной доли частиц карбидной фазы. Одновременно с этим изменяется морфология частиц — исходно иглообразные частицы (частицы расположены в объеме кристаллов мартенсита) или тонкие прослойки (частицы расположены на границах кристаллов мартенсита и пакетов) превращаются на последней стадии деформации в эллипсоидальные (рис. 15). Изложенные факты свидетельствуют о протекании в стали в процессе деформации растворения (разрушения) частиц цементита «самоотпуска».

Как правило, обсуждаются два механизма разрушения частиц карбида железа в стали при деформации [19, 22, 45–47]. Во-первых,

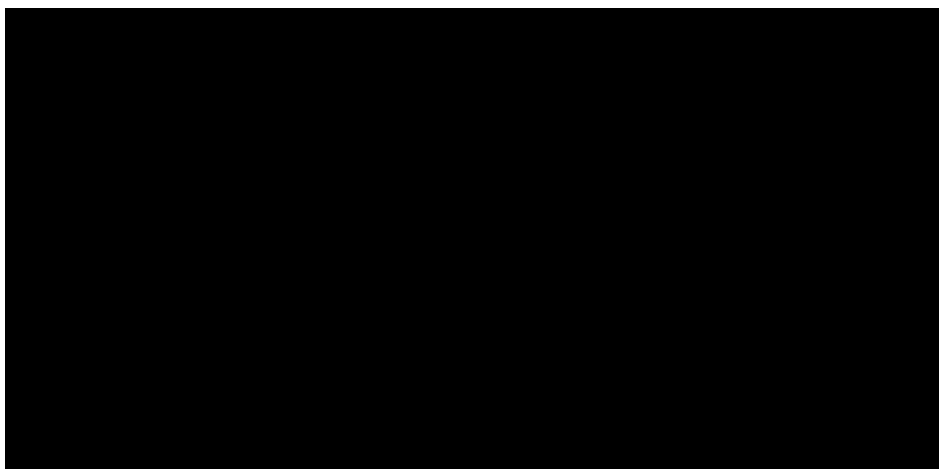


Рис. 15. Структура закаленной стали 38XN3MFA, формирующаяся в результате пластической деформации: *a, б* — $\varepsilon = 10\%$, *в, г* — $\varepsilon = 26\%$; *a, в* — темные поля, полученные в рефлексах $[211] \text{Fe}_3\text{C}$ (*a*) и $[201] \text{Fe}_3\text{C}$ (*в*), *б, г* — микроэлектрограммы. На (*б*) и (*г*) стрелками указан рефлекс, в котором получено темное поле.

механизм перерезания частиц движущимися дислокациями и выноса атомов углерода в ферритную матрицу. В данном случае степень распада частиц цементита составляет несколько десятых процента от количества разрушенных частиц. Перерезание частиц цементита, как правило, сопровождается их последующим растаскиванием по объему кристалла. Во-вторых, механизм растворения частиц с уходом углерода на дислокации (вытягивание атомов углерода из карбидной фазы). Последнее возможно вследствие заметной разницы энергии связи атомов углерода с дислокациями ($\sim 0,6$ эВ) и с атомами железа в кристаллической решетке цементита ($\sim 0,4$ эВ). Диффузия углерода протекает в поле напряжений, создаваемых дислокационной субструктурой, формирующейся вокруг частиц цементита. Степень распада цементита определяется величиной плотности дислокаций и типом дислокационной субструктуры. Например, холодное волочение стали Ст70 до степени $\varepsilon = 16\%$ приводит к сосредоточению на дислокациях до $0,13$ вес. % углерода [22]. В исследуемом материале, очевидно, имеют место оба процесса разрушения частиц цементита. Резкое снижение коэффициента анизотропии частиц на начальной стадии деформирования указывает, по всей видимости, на преобладающую роль, на этой стадии деформирования, процесса дробления частиц путем их перерезания.

Таким образом, выполненные исследования закаленной стали, подвергнутой пластической деформации одноосным сжатием, выявили сложный взаимосвязанный характер эволюции фазового состава и дефектной субструктуры материала, проявляющийся на макро- (образец в целом, структура зеренного ансамбля), мезо- (пакет, кристаллы мартенсита, остаточный аустенит), микро- (дефектная субструктура кристаллов мартенсита, частицы карбидной фазы) и наноструктурных (перераспределение атомов углерода при разрушении частиц карбидной фазы) уровнях.

Корреляции и закономерности эволюции структуры стали при деформации. Деформация закаленной стали сопровождается, как было показано выше, множественным изменением ее структуры и фазового состава, которые нашли свое отражение в виде зависимостей, приведенных ниже.

Деформация стали сопровождается быстрым уменьшением продольных размеров фрагментов с 800 нм в исходном состоянии до 200 нм в разрушенном состоянии (рис. 16, кривая 1). Поперечные размеры фрагментов практически не изменяются и равны поперечным размерам кристаллов пакетного мартенсита. Отметим, что размеры фрагментов (субзерен) в каналах деформации, как было показано выше, изменяются в пределах 50 – 100 нм. Пластическая деформация стали сопровождается деформационным микродвойникованием. На всем протяжении деформирования плотность микродвойников возрастает, но скорость изменения этой характери-

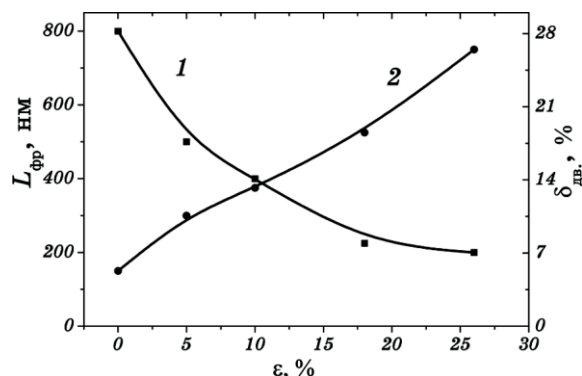


Рис. 16. Зависимость продольных размеров фрагментов кристаллов мартенсита L (кривая 1) и объемной доли δ микродвойников (кривая 2), расположенных в кристаллах мартенсита, от степени деформации ε закаленной стали 38ХНЗМФА.

стики структуры стали различна на разных стадиях упрочнения (рис. 16, кривая 2).

Пластическая деформация стали сопровождается нарастанием скалярной плотности дислокаций (рис. 17, кривая 2). Скалярная плотность дислокаций, как отмечалось выше, не может полностью охарактеризовать дислокационную подсистему материала. Еще одним важным параметром дислокационной подсистемы является избыточная плотность дислокаций ρ_+ , величина которой также нарастает с увеличением степени деформации (рис. 17, кривая 1).

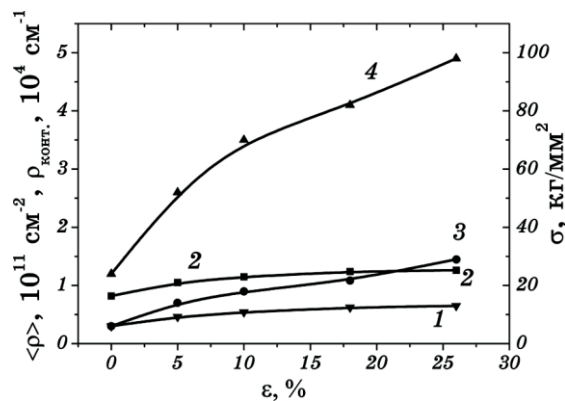


Рис. 17. Зависимость избыточной (кривая 1) и скалярной (кривая 2) плотности дислокаций $\langle \rho \rangle$, линейной плотности изгибных экстинкционных контуров $\rho_{\text{конт.}}$ (кривая 3) и амплитуды дальнедействующих напряжений σ (кривая 4) от степени деформации ε закаленной стали 38ХНЗМФА.

Следует отметить, что интервал изменения скалярной и избыточной плотности дислокаций при деформации закаленной стали сравнительно мал, что, очевидно, связано с предельно высокими значениями этих величин уже в исходном состоянии.

Присутствие на электронно-микроскопических изображениях структуры тонкой фольги изгибных экстинкционных контуров (см. рис. 3–15) указывает на изгиб–кручение кристаллической решетки материала, т.е. свидетельствует о формировании в стали и при закалке и в процессе деформирования дальнедействующих полей напряжений [44].

Изгиб кристаллической решетки материала может быть, во-первых, чисто упругим, создаваемым полями напряжений, накопленными из-за несовместности деформации, например, зерен поликристалла [48, 49], пластичного материала с недеформируемыми частицами [50]. Источниками полей напряжений упругого происхождения, которые возникают в основном при неоднородной деформации материала, являются стыки и границы зерен поликристаллов [48, 49], дисперсные недеформируемые частицы [50], в некоторых случаях — трещины [51]; во-вторых, пластическим, если изгиб создается дислокационными зарядами, т.е. избыточной плотностью дислокаций, локализованной в некотором объеме материала [52–54], и, в-третьих, упругопластическим, когда в материале присутствуют оба источника полей.

Процедура оценки величины дальнедействующих полей напряжений по соответствующим экстинкционным контурам заключается в определении изгиба–кручения кристаллической решетки. Для этой цели измеряется либо скорость перемещения экстинкционного контура при изменении угла наклона гониометра, либо ширина экстинкционного контура. Специальными опытами с одновременным использованием обоих приемов установлено, что ширина контура в величинах разориентировок в закаленных сталях составляет ~ 1 градус. Амплитуда кривизны–кручения χ определяется величиной градиента непрерывной разориентировки:

$$\chi = \frac{\partial \varphi}{\partial \ell}, \quad (1)$$

где $\partial \varphi$ — изменение ориентировки отражающей плоскости фольги, $\partial \ell$ — перемещение изгибного контура [44].

Если на изучаемом участке фольги отсутствуют дислокации, то имеет место упругий изгиб–кручение. В этом случае амплитуда дальнедействующих полей напряжений может быть определена по следующей формуле [55]:

$$\sigma_{\tau} = Gt \frac{\partial \varphi}{\partial \ell}, \quad (2)$$

где G — модуль сдвига, t — толщина фольги.

Тестирующие оценки, выполненные на закаленных сталях [56], а также на сталях, подвергнутых различным степеням и видам деформирования [19], показали, что разумные оценки величины дальнедействующих полей напряжений могут быть выполнены с использованием следующей приближенной формулы:

$$\sigma_{\tau} = Gt \frac{\partial \varphi}{\partial \ell} \approx G \frac{t}{h}, \quad (3)$$

где h — поперечный размер изгибного экстинкционного контура.

Пластический изгиб–кручение обеспечивается локальной избыточной плотностью дислокаций: $\rho_{\pm} = \rho_{+} - \rho_{-}$. При этом имеет место соотношение [57, 58]

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

В случае чисто пластического изгиба–кручения скалярная плотность дислокаций ρ должна быть, по крайней мере, не меньше избыточной, определяемой по формуле (4). Если же скалярная плотность дислокаций, измеренная локально, меньше, чем величина ρ_{\pm} ($\rho < \rho_{\pm}$), то имеет место упругопластический изгиб кристаллической решетки. В последнем случае величина ρ_{\pm} является условной, поскольку она никогда не может превышать ρ .

Амплитуда дальнедействующих полей напряжений в случае пластического изгиба–кручения может быть определена по следующей формуле [19]:

$$\sigma_{\tau} = Gb\sqrt{\rho_{\pm}}. \quad (5)$$

Таким образом, морфология изгибных экстинкционных контуров характеризует градиент изгиба–кручения кристаллической решетки материала, величина поперечного размера контуров — степень изгиба–кручения кристаллической решетки и амплитуду дальнедействующих полей напряжений [19]. Представленные на рис. 17, кривая 4 результаты свидетельствуют о том, что дальнедействующие поля напряжений нарастают на всем интервале деформирования стали.

Плотность изгибных экстинкционных контуров возрастает при увеличении степени деформации стали, не выходя на насыщение на стадии IV деформационного упрочнения (рис. 17, кривая 3), что свидетельствует о постоянном нарастании числа компонент тензора изгиба–кручения, отличных от нуля [19, 44].

Пластическая деформация закаленной стали сопровождается фрагментацией, микродвойникованием, скручиванием и искривлением кристаллической решетки кристаллов мартенсита. Эти

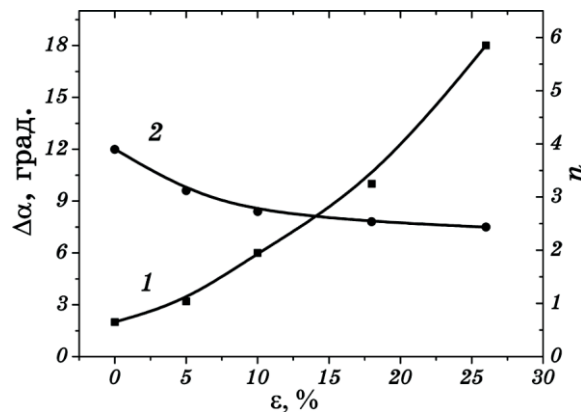


Рис. 18. Зависимость азимутальной составляющей угла полной разориентации структуры кристаллом мартенсита $\Delta\alpha$ (кривая 1) и числа ориентаций реек в пакете n (кривая 2), определенного путем индирования микроэлектроннограмм, от степени деформации ε закаленной стали 38ХНЗМФА.

процессы ведут к нарастанию азимутальной (рис. 18, кривая 1) и радиальной составляющих полной разориентировки объемов стали. Первая характеризует как непрерывные, так и дискретные разориентировки, вторая — исключительно дискретные. Одновременно с этим фиксируется перестройка структуры пакета мартенсита, которая заключается в уменьшении количества ориентаций кристаллов мартенсита в структуре пакета. В [12] показано, что в структуре пакета конструкционных сталей одновременно присутствуют кристаллы шести различных кристаллографических ориентаций. Выполненные нами исследования свидетельствуют о том, что в процессе деформирования число кристаллографических ориентаций кристаллов мартенсита в пакете снижается до 2–3 (рис. 18, кривая 2). Последнее может указывать на объединение отдельных кристаллов мартенсита близких ориентировок путем разрушения разделяющих их границ.

Как обсуждалось выше, деформация стали приводит к разрушению частиц цементита. Последнее характеризуется уменьшением средних размеров, линейной плотности (рис. 19) и объемной доли (рис. 20) частиц карбидной фазы, расположенных в объеме и на границах кристаллов мартенсита. Атомы углерода, высвободившиеся из кристаллической решетки частиц цементита, могут быть расположены на дефектах кристаллической структуры стали (межфазные и внутрифазные границы, дислокации) и в ее кристаллической решетке. Последнее должно привести к увеличению параметра кристаллической решетки стали с ростом степени деформации. Действительно, как показали исследования, выполненные

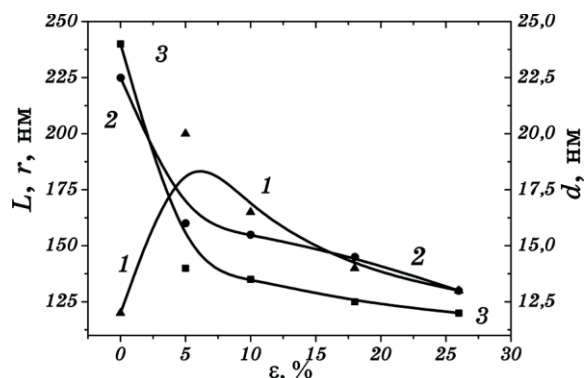


Рис. 19. Зависимость поперечных (d — кривая 1), продольных (L — кривая 2) размеров частиц цементита, расположенных в объеме кристаллов мартенсита, и расстояния между частицами цементита (r — кривая 3) от степени деформации ε закаленной стали 38ХНЗМФА.

методами рентгеноструктурного анализа, параметры кристаллической решетки стали резко увеличиваются на начальной стадии ($\varepsilon = 5\%$) деформации выходя в дальнейшем на насыщение (рис. 21).

Перераспределение углерода при деформации закаленной стали.

Выявленные количественные закономерности изменения параметров структуры стали в процессе пластического деформирования позволили выполнить исследования, направленные на выявление возможных мест локализации атомов углерода в структуре дефор-

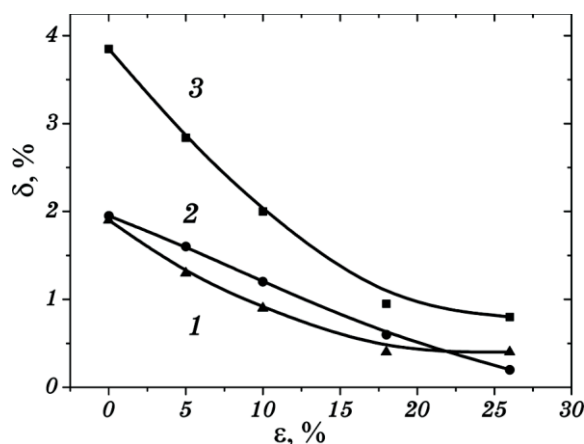


Рис. 20. Зависимость объемной доли частиц цементита δ , расположенных внутри кристаллов мартенсита (кривая 1), на границах кристаллов мартенсита (кривая 2), и их суммы (кривая 3) от степени деформации ε закаленной стали 38ХНЗМФА.

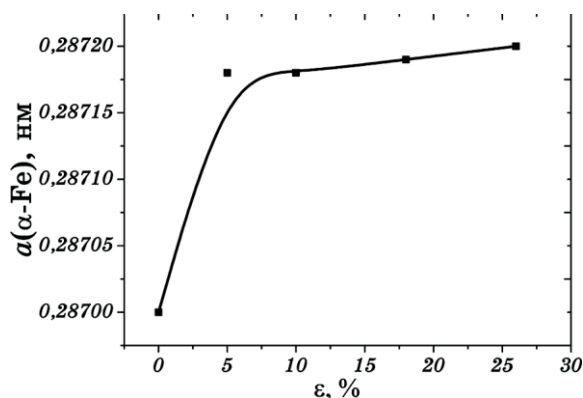


Рис. 21. Зависимость параметра кристаллической решетки α -Fe от степени деформации ε закаленной стали 38XНЗМФА.

мированной стали. С этой целью был проведен расчет баланса по углероду в зависимости от степени деформации стали.

В [34, 59–67] было показано, что углерод в структуре стали может находиться в следующих позициях: в частицах карбидной фазы, в твердом растворе на основе α - и γ -железа, на дефектах структуры (дислокации, субграницы, межфазные и внутрифазные границы). Оценки количества углерода, сосредоточенного на перечис-

ТАБЛИЦА 1. К методу анализа распределения углерода в стали.

Места расположения углерода	Оценочные выражения	Литература
Твердый раствор на основе α -железа	$\Delta C_{\alpha} = \Delta V_{\alpha} \frac{a_{\alpha} - a_{\alpha}^0}{39 \pm 4} \cdot 10^3,$ $\Delta V_{\alpha} \text{ — объемная доля } \alpha\text{-фазы;}$ $a_{\alpha} \text{ — текущий параметр решетки,}$ $a_{\alpha}^0 = 0,28668 \text{ нм}$	[64]
Твердый раствор на основе γ -железа	$\Delta C_{\gamma} = \Delta V_{\gamma} \frac{a_{\gamma} - a_{\gamma}^0}{44} \cdot 10^3,$ $\Delta V_{\gamma} \text{ — объемная доля } \gamma\text{-фазы;}$ $a_{\gamma} \text{ — текущий параметр решетки,}$ $a_{\gamma}^0 = 0,3555 \text{ нм}$	[66, 67]
Частицы цементита	$\Delta C_{\kappa} = 0,07 \Delta V_{\kappa},$ $\Delta V_{\kappa} \text{ — объемная доля карбидной фазы}$	
Дефекты структуры	$\Delta C_{\text{деф}} = C_0 - (\Delta C_{\alpha} + \Delta C_{\gamma} + \Delta C_{\kappa}),$ $C_0 = 0,38 \text{ вес. \% — содержание углерода в стали}$	[23]

ТАБЛИЦА 2. Распределение углерода в структуре закаленной стали, подвергнутой пластической деформации.

ε , %	ΔC в кристаллической решетке, вес. %					ΔC , вес. %, суммарно	ΔC , вес. % (на дефектах)
	α -Fe	γ -Fe	Fe ₃ C (на границах)	Fe ₃ C (в матрице)	Fe ₃ C (суммарно)		
0	0,1125	0,048	0,07	0,1243	0,1943	0,3548	0,0252
5	0,1350	0,016	0,07	0,1143	0,1843	0,3353	0,0447
10	0,1375	0,016	0,0612	0,105	0,1662	0,3197	0,0603
18,6	0,1425	0,008	0,0613	0,091	0,1523	0,3028	0,0772
26	0,1425	0,0	0,063	0,049	0,112	0,2545	0,1255

ленных выше позициях, осуществляли, используя выражения, приведенные в табл. 1.

Отметим, что оценку количества углерода, сосредоточенного в кристаллической решетке цементита, проводили в предположении стехиометрического состава данной фазы.

Результаты выполненных оценок количества углерода, сосредоточенного на различных позициях структуры стали, приведены в виде табл. 2.

Проведенные оценки показали, что с увеличением степени деформации суммарное количество атомов углерода, расположенных в твердом растворе на основе α - и γ -железа снижается, а количество атомов углерода, расположенных на дефектах структуры — увеличивается. Особенно интенсивно процесс ухода атомов углерода на дефекты протекает при $\varepsilon \geq 0,2$.

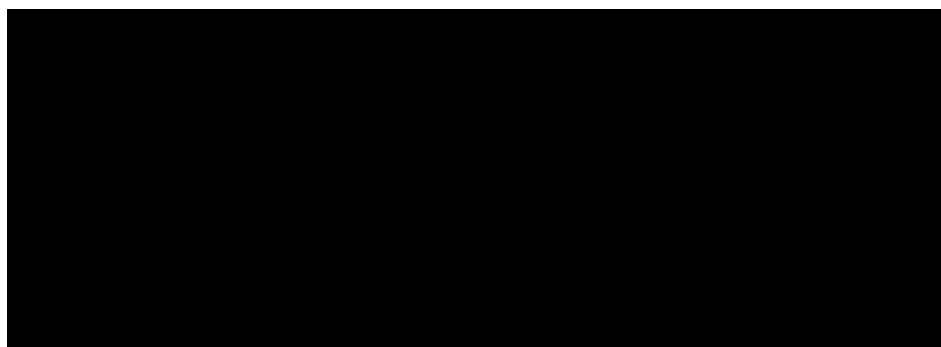


Рис. 22. Структура, формирующаяся в предварительно закаленной стали 38ХНЗМФА, подвергнутой пластической деформации ($\varepsilon = 26\%$) и последующему отпуску при 60°C: *a* — светлое поле; *b* — микроэлектронограмма; *c* — темное поле, полученное в рефлексе типа [110] Fe₃C. На (*b*) стрелкой указан рефлекс, в котором получено темное поле.

Убедительным доказательством нарисованной выше схемы перераспределения углерода в процессе деформации закаленной стали явились результаты, полученные при исследовании деформированных образцов, подвергнутых последующему отпуску при температуре 70°C. В образцах, разрушенных при деформации ($\epsilon = 0,26\%$), после отпуска были обнаружены частицы карбидной фазы, расположенные вдоль дислокационных линий (рис. 22). Оценки, проведенные по электронно-микроскопическим изображениям структуры стали, показали, что размеры частиц — 2,0–2,5 нм. Микроэлектронограммы, полученные с данных выделений, демонстрируют диффузионные тяжи, расположенные на месте рефлексов карбидной фазы (рис. 22, б). Этот факт может свидетельствовать, во-первых, о «плывущих» параметрах кристаллической решетки выделившихся частиц, что указывает на переменный элементный состав частиц, во-вторых, о дефектной структуре частиц и, в-третьих, об их малых размерах.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Анализ представленных в настоящей работе результатов позволяет сделать следующие выводы:

1. Аустенизация при температуре 950°C (1,5 часа) и последующая закалка в масле стали 38ХНЗМФА приводит к формированию многофазного материала, основной фазой которого является мартенсит преимущественно пакетной морфологии.
2. Исследования закаленной стали, подвергнутой пластической деформации одноосным сжатием, выполненные методами электронной дифракционной микроскопии и рентгеноструктурного анализа, выявили сложный взаимосвязанный характер эволюции фазового состава и дефектной субструктуры материала, проявляющийся на макро- (образец в целом, структура зеренного ансамбля), мезо- (пакет, кристаллы мартенсита, остаточный аустенит), микро- (дефектная субструктура кристаллов мартенсита, частицы карбидной фазы) и наноструктурных (перераспределение атомов углерода при разрушении частиц карбидной фазы) уровнях.
3. Показано, что деформация закаленной стали сопровождается скольжением дислокаций и микродвойникованием; выявлены и проанализированы места локализации деформации — каналы деформации, имеющие поперечные размеры 0,5 мкм и продольные — несколько микрон. Размеры фрагментов в каналах деформации изменяются в пределах 50–100 нм.
4. Установлено, что с увеличением степени деформации стали наблюдается уменьшение продольных размеров фрагментов кристаллов мартенсита; увеличение плотности микродвойников; скалярной и избыточной плотности дислокаций, линейной плотности из-

гибных экстинкционных контуров и амплитуды дальнедействующих полей напряжений.

5. Выявлено изменение фазового состава закаленной стали в процессе деформации, обусловленное допревращением остаточного аустенита.

6. Установлено, что деформация закаленной стали сопровождается разрушением частиц цементита; высвобождающиеся атомы углерода переходят в твердый раствор на основе α -железа и на дефекты кристаллической структуры стали.

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. М. Е. Блантер, *Фазовые превращения при термической обработке стали* (Москва: Металлургия: 1962).
2. Э. Гудремон, *Специальные стали* (Москва: Металлургия: 1966), т. 1, 2.
3. В. Г. Курдюмов, Л. М. Утевский, Р. И. Энтин, *Превращения в железе и стали* (Москва: Наука: 1977).
4. В. С. Меськин, *Основы легирования стали* (Москва: Металлургия: 1964).
5. Л. И. Лысак, Б. И. Николин, *Физические основы термической обработки стали* (Киев: Техника: 1975).
6. *Высоколегированные стали* (ред. А. Г. Рахштадт) (Москва: Металлургия: 1969).
7. И. И. Новиков, *Теория термической обработки металлов* (Москва: Металлургия: 1978).
8. *Технология термической обработки стали* (Москва: Металлургия: 1981).
9. *Металловедение и термическая обработка стали: Справочное издание* (Москва: Металлургия: 1983).
10. В. М. Счастливец, Д. А. Мирзаев, И. Л. Яковлева, *Структура термически обработанной стали* (Москва: Металлургия: 1994).
11. М. Л. Бернштейн, Л. М. Капуткина, С. Д. Прокошкин, *Отпуск стали* (Москва: МИСИС: 1997).
12. В. М. Счастливец, Д. А. Мирзаев, И. Л. Яковлева и др., *Перлит в углеродистых сталях* (Екатеринбург: УРО РАН: 2006).
13. М. Л. Бернштейн, *Структура деформированных металлов* (Москва: Металлургия: 1977).
14. М. Л. Бернштейн, *Термомеханическая обработка металлов и сплавов* (Москва: Металлургия: 1968).
15. А. Г. Васильева, *Деформационное упрочнение закаленных конструкционных сталей* (Москва: Металлургия: 1981).
16. М. Л. Бернштейн, В. А. Займовский, Л. М. Капуткина, *Термомеханическая обработка стали* (Москва: Металлургия: 1983).
17. С. А. Голованенко, Н. М. Фонштейн, *Двухфазные низколегированные стали* (Москва: Металлургия: 1986).
18. А. Б. Юрьев, В. Е. Громов, Б. М. Лебошкин и др., *Формирование и эволюция структурно-фазовых состояний и свойства сталей в современных технологиях обработки давлением* (Новосибирск: Наука: 2003).
19. В. Е. Громов, Э. В. Козлов, В. И. Базайкин и др., *Физика и механика волочения и объемной штамповки* (Москва: Недра: 1997).

20. Ф. Б. Пикеринг, *Физическое металловедение и обработка сталей* (Москва: Металлургия: 1982).
21. Л. И. Тушинский, *Теория и технология упрочнения металлических сплавов* (Новосибирск: Наука: 1990).
22. Л. И. Тушинский, А. А. Батаев, Л. Б. Тихомирова, *Структура перлита и конструктивная прочность стали* (Новосибирск: Наука: 1993).
23. М. В. Приданцев, Л. Н. Давыдова, И. А. Тамарина, *Конструкционные стали: Справочник* (Москва: Металлургия: 1980).
24. В. И. Трефилов, В. Ф. Моисеев, Э. П. Печковский и др., *Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических металлов* (Киев: Наукова думка: 1987).
25. Н. А. Конева, Д. В. Лычагин, С. П. Жуковский и др., *ФММ*, **60**, вып. 1: 171 (1985).
26. Э. В. Козлов, Н. А. Попова, Ю. Ф. Иванов и др., *Известия ВУЗов. Физика*, № 10: 13 (1992).
27. Ю. Ф. Иванов, Э. В. Козлов, *Известия ВУЗов. Черная металлургия*, № 8: 38 (1991).
28. Ю. Ф. Иванов, Э. В. Козлов, *Термическая обработка и физика металлов*, № 15: 27 (1990).
29. Ю. Ф. Иванов, Э. В. Козлов, *Известия ВУЗов. Черная металлургия*, № 6: 50 (1991).
30. Ю. Ф. Иванов, Э. В. Козлов, *ФММ*, № 11: 202 (1991).
31. Ю. Ф. Иванов, *ФММ*, № 9: 57 (1992).
32. Ю. Ф. Иванов, *Известия ВУЗов. Черная металлургия*, № 10: 52 (1995).
33. Ю. Ф. Иванов, *Известия ВУЗов. Черная металлургия*, № 12: 33 (1995).
34. Ю. Ф. Иванов, Э. В. Козлов, *Материаловедение*, № 11: 33 (2000).
35. Ю. Ф. Иванов, Э. В. Козлов, *Известия ВУЗов. Физика*, **45**, № 3: 5 (2002).
36. *Эволюция дислокационной субструктуры, упрочнение и разрушение сплавов* (Томск: Изд. ТГУ: 1992).
37. *Проблемы разработки конструкционных сплавов* (Москва: Металлургия: 1980).
38. Ю. Ф. Иванов, Э. В. Козлов, *Известия ВУЗов. Черная металлургия*, № 12: 38 (1990).
39. Ю. Ф. Иванов, Э. В. Козлов, *ФММ*, № 10: 203 (1991).
40. *Дефекты кристаллической решетки и свойства металлов и сплавов* (Тула: ТулПИ: 1992).
41. В. Е. Громов, В. Е. Панин, Ю. Ф. Иванов и др., *Металлофизика*, **13**, № 4: 9 (1991).
42. В. Е. Громов, Л. Б. Зуев, Э. В. Козлов, В. Я. Целлермаер, *Электростимулированная пластичность металлов и сплавов* (Москва: Недра: 1996).
43. Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, Э. В. Козлов и др., *Известия ВУЗов. Черная металлургия*, № 6: 42 (1997).
44. П. Хирт, Р. Хови, Р. Николсон и др., *Электронная микроскопия тонких кристаллов* (Москва: Мир: 1968).
45. В. В. Рыбин, В. А. Малышевский, В. Н. Олейник, *ФММ*, **42**, вып. 2: 363 (1976).
46. Л. С. Давыдова, М. В. Дегтярев, В. И. Левит и др., *ФММ*, **60**, вып. 2: 341 (1985).
47. Л. С. Давыдова, М. В. Дегтярев, Р. И. Кузнецов и др., *ФММ*, **61**, вып. 2: 339

- (1986).
48. В. Е. Панин, В. А. Лихачев, Ю. В. Гриняев, *Структурные уровни деформации твердых тел* (Новосибирск: Наука: 1985).
 49. В. В. Рыбин, *Большие пластические деформации и разрушение металлов* (Москва: Металлургия: 1986).
 50. Дж. Эшелби, *Континуальная теория дислокаций* (Москва: ИИЛ: 1963).
 51. В. М. Финкель, *Физические основы торможения разрушения* (Москва: Металлургия: 1977).
 52. Н. А. Конева, Э. В. Козлов, *Известия ВУЗов. Физика*, № 8: 3 (1982).
 53. В. И. Владимиров, *Физическая теория прочности и пластичности. Точечные дефекты. Упрочнение и возврат* (Ленинград: ЛПИ: 1975).
 54. М. А. Штремель, *Прочность сплавов* (Москва: МИСиС: 1999).
 55. Н. А. Конева, Э. В. Козлов, Л. И. Тришкина и др., *Сб. трудов Международной конференции «Новые методы в физике и механике деформируемого твердого тела»* (Томск: ТГУ: 1990), с. 83.
 56. Ю. Ф. Иванов, В. В. Целлермаер, Л. Н. Игнатенко и др., *Материаловедение*, № 1: 40 (2001).
 57. Н. А. Конева, Э. В. Козлов, *Вестник ТГАСУ*, № 1: 21 (1999).
 58. Н. А. Конева, Э. В. Козлов, Н. А. Попова и др., *Структура, фазовые превращения и свойства нанокристаллических сплавов* (Екатеринбург: УрО РАН: 1997), с. 125.
 59. Ю. Ф. Иванов, С. А. Гладышев, Н. А. Попова и др., *Взаимодействие дефектов кристаллической решетки и свойства: Сб. трудов* (Тула: ТулПИ: 1986), с. 100.
 60. G. Speich and P. R. Swann, *J. Iron and Steel Inst.*, **203**, No. 4: 480 (1965).
 61. B. V. N. Raj and G. Thomas, *Proc. Int. Conf. 'Martensite Transformation ICOMAT-1979'* (Cambridge: 1979), vol. 1, p.12.
 62. G. Speich, *Trans. Met. Soc. AIME*, **245**, No. 10: 2553 (1969).
 63. D. Kalich and E. M. Roberts, *Met. Trans.*, **2**, No. 10: 2783 (1971).
 64. E. J. Fasiska and H. Wagenblat, *Trans. Met. Soc. AIME*, **239**, No. 11: 1818 (1967).
 65. S. J. Barnard, G. D. W. Smith, M. Saricaya et al., *Scripta met.*, **15**, No. 4: 387 (1981).
 66. N. Ridley, H. Stuart, and L. Zwell, *Trans. Met. Soc. AIME*, **246**, No. 8: 1834 (1969).
 67. С. И. Веселов, Е. З. Спектор, *ФММ*, **34**, № 5: 895 (1972).