

ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА

УДК 537.62

ИЗМЕНЕНИЕ ШУМОВ БАРКГАУЗЕНА, МАГНИТНОЙ И КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ ФЕРРОМАГНИТНОЙ СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ РАЗЛИЧНЫХ ПРОЦЕССОВ НАГРУЖЕНИЯ

© 2020 г. К. Маковска^{a, *}, З. Л. Ковалевский^{a, b, **}

^aЦентр испытания материалов Института автомобильного транспорта,
ул. Ягеллонская, 80, Варшава, 03-301 Польша

^bОтдел экспериментальной механики Института фундаментальных технологических исследований,
Польская Академия наук, ул. Павинского, 5b, Варшава, 02-106 Польша

*e-mail: katarzyna.makowska@its.waw.pl

**e-mail: zkowalew@ippt.pan.pl

Поступила в редакцию 17.12.2018 г.

После доработки 18.06.2019 г.

Принята к публикации 08.07.2019 г.

Исследуются изменения огибающих среднеквадратичного значения амплитуды шумов Баркгаузена в среднеуглеродистой стали, используемой в автомобильной и энергетической промышленности. Материал подвергался различным процессам нагружения: монотонному нагружению при комнатной температуре и постоянному нагружению при повышенной температуре. Нагружение первого типа приводило к пластической деформации, тогда как нагружение второго типа вызывало ползучесть. Изменение шумового сигнала Баркгаузена анализировалось с использованием результатов наблюдения микроструктуры, включая рентгеновские измерения. Во второй части статьи приведены результаты исследования магнитной структуры и эффекта закрепления доменных стенок, полученные с применением лоренцовской микроскопии.

Ключевые слова: шумы Баркгаузена, магнитная структура, пластическая деформация, ползучесть, плотность дислокаций

DOI: 10.31857/S0015323020020114

ВВЕДЕНИЕ

Ферромагнитные материалы широко используются в автомобильной и энергетической промышленности. Эти материалы состоят из магнитных доменов — областей спонтанной намагниченности, имеющих размеры порядка нескольких миллионов долей метра [1]. При отсутствии внешнего магнитного поля ферромагнитные материалы имеют нулевую намагниченность, так как магнитные домены образуют замкнутую магнитную цепь. Векторы магнитных моментов имеют хаотическую пространственную ориентацию, что приводит к нулевому значению магнитного момента ферромагнетика. Следует однако отметить, что такая ситуация имеет место только в изотропных магнитных материалах, тогда как в анизотропных материалах, таких как электротехнические трансформаторные стали, наблюдается упорядоченное распределение таких векторов, например вдоль оси легкого намагничивания.

Приложенное к ферромагнетику внешнее магнитное поле ориентирует вектора магнитных доменов. Увеличение магнитного поля до определенного значения приводит к полному спонтанному намагничиванию доменов. И, в конце концов ферромагнетик приобретает максимальную намагниченность. Такое явление известно, как достижение индукции насыщения. После снятия магнитного поля у ферромагнетика сохраняется определенный магнитный момент, так называемая остаточная намагниченность [1].

Движение доменных стенок приводит к возникновению “скачков Баркгаузена”. Они могут быть обнаружены по импульсам напряжения, возникающим в измерительной катушке, расположенной вблизи поверхности образца [2]. Доменные стенки временно закрепляются на микроструктурных барьерах (таких как поры, дислокации, выделения, границы зерен, неметаллические включения), препятствующих их движению, и затем рез-

ко высвобождаются в переменном магнитном поле [3, 4]. Это явление известно как эффект Баркгаузена и является основой метода измерения магнитных шумов Баркгаузена (MBNT) [5]. Метод MBN может использоваться как эффективный инструмент получения информации о микроструктуре [6–9] анизотропии [10, 11], размере зерна [12], твердости [13] и основных характеристик при растяжении [7], а также для оценки распределения остаточных напряжений [14].

В имеющейся литературе отсутствует достаточный анализ эволюции магнитной структуры в сталях, подверженных длительному воздействию температуры или механической нагрузки. Кроме того, очень мало исследований, касающихся корреляции между доменной структурой и кристаллической микроструктурой.

В [15] приведено описание некоторых изображений закаленной и отпущенной стали P91, полученных на магнитосиловом микроскопе (МСМ). Отмечается, что магнитные поля рассеяния для отпущенных образцов значительно меньше, чем для закаленных образцов. В отпущенных образцах наблюдаются очень низкие остаточные напряжения. Это подтверждается результатами рентгеновской дифрактометрии.

Магнитные домены в пластически деформированных сталях наблюдали с помощью лоренцевской микроскопии [16], [17]. Эволюцию доменной структуры после усталостных процессов в сплаве Fe–Cr–Ni, используемом при изготовлении железнодорожных колес, исследовалась методом порошковых фигур [18]. Поведение доменных стенок в сталях Fe–0.8% С и Fe–1.5% С во внешнем магнитном поле изучали на магнитосиловом микроскопе [19]. Магнитосиловая микроскопия имеет ряд преимуществ, по сравнению с другими способами наблюдения доменных стенок, а именно: разрешение до 10 нм, легкое приготовление образцов и малая чувствительность к загрязнению поверхности. Кроме того, топографическая и магнитная структуры могут идентифицироваться одновременно, что позволяет выполнять интерактивный анализ размеров дефектов и магнитных свойств при различных внешних условиях [20].

Исследования магнитной структуры и движения доменных стенок очень важны для адекватной интерпретации магнитных испытаний, выполняемых на материале, подвергаемому нагрузке.

Среди многих публикаций, описывающих исходную и последующую стадии деформации материала, можно упомянуть статью [21], в которой сталь 5Cr–0.5Mo, подвергнутая ползучести при 600°C/60 МПа, исследовалась методом порошковых фигур. Такому же испытанию были подверг-

нуты образцы, вырезанные из трубы, изготовленной из стали 5Cr–0.5Mo и прошедшей длительную эксплуатацию (15 лет) [21]. Для исходных образцов среднее квадратичное значение амплитуды магнитных шумов Баркгаузена снижается на начальной стадии ползучести из-за вновь образовавшихся карбидов [21].

В прошедшем эксплуатационном материале рост карбидов происходил до лабораторных испытаний [21]. В этом случае среднее квадратичное значение амплитуды магнитных шумов Баркгаузена увеличивается даже на начальной стадии лабораторных испытаний на ползучесть. Когда в образцах начинают образовываться пустоты (как в исходном, так и в прошедшем эксплуатационном материале), скорость нарастания среднее квадратичного значения амплитуды шумов Баркгаузена начинает уменьшаться [21].

Огибающие шумовых сигналов для образцов сплава Fe–2% Si, подвергнутых различной степени пластической деформации от 0.5 до 8%, приведены в работе [2]. Результаты показали наличие определенных изменений полуширины пиков. Единичный максимум на огибающих для недеформированного образца трансформировался в двойной максимум для деформированных образцов с предшествующим плато [2]. Было обнаружено, что интеграл, рассчитанный, исходя из огибающих среднее квадратичной амплитуды шумов Баркгаузена, монотонно увеличивается [2].

Противоположные результаты для интегралов шумовых сигналов Баркгаузена были получены для образцов стали CSN12021, деформируемых в интервале от 1.9 до 18.2% – в этом случае наблюдалось снижение шумов Баркгаузена [22]. Авторы предположили, что шумовой сигнал Баркгаузена может зависеть от дислокационных сплетений и остаточных напряжений. Это подтверждается увеличением или уменьшением шумовых сигналов Баркгаузена в зависимости от уровня приложенных напряжений.

Учитывая противоречивость приведенных выше результатов, представляется целесообразным продолжить исследование влияния напряжений на изменение шумов Баркгаузена для лучшего понимания этой проблемы. Это важно не только с научной точки зрения, но также из соображений безопасности используемых конструктивных элементов, работающих при аналогичных условиях нагружения.

МАТЕРИАЛ

Испытанию была подвергнута среднеуглеродистая сталь, обычно применяемая для изготовления конструктивных элементов в автомобиль-

Таблица 1. Химический состав испытываемой стали в весовых процентах

C	Si	Mn	P	S
0.44	0.31	0.64	0.015	0.010
Cr	Mo	Ni	Al	Cu
0.74	0.02	1.40	0.015	0.16
Ti	Nb	W	V	Fe
0.050	0	0.03	<0.01	остальное

ной и энергетической промышленности. Химический состав стали приведен в табл. 1.

Структура стали состоит из высокоотпущенного мартенсита, смеси феррита и карбидов и обычно называется сорбитной структурой. В матрице материала наблюдаются несколько светлых областей (рис. 1). Эти области имеют ферритную структуру и общая доля таких областей составляет приблизительно 2%. При статическом испытании на растяжение были определены следующие механические свойства: $R_{0.2} = 1153$ МПа, $R_m = 1246$ МПа, $E = 207$ ГПа, $A = 15\%$ (рис. 2а).

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Цель работы – исследование шумов Баркгаузена, а также доменной и кристаллической структуры стали. На первом этапе экспериментальной программы сталь подвергали двум различным типам нагружения.

Сначала были выполнены испытания на ползучесть при следующих условиях: $\sigma = 250$ МПа, $T = 773$ К (рис. 2б). Затем выполняли пластическую деформацию при комнатной температуре со

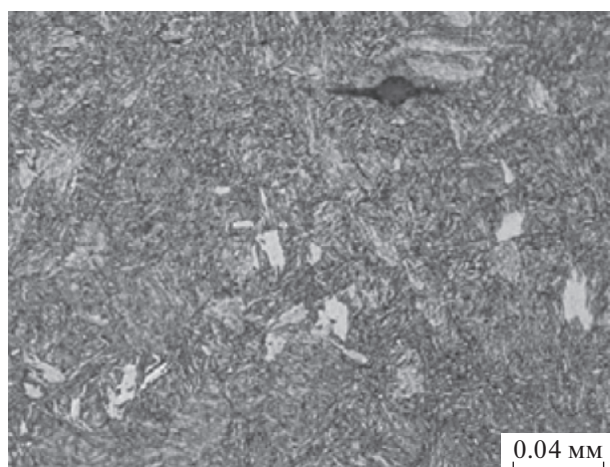


Рис. 1. Микроструктура стали после травления, обычное освещение; увеличение $\times 500$.

скоростью нагружения $V = 1$ мм/мин. Каждый процесс прерывался по мере достижения определенного уровня деформации. Испытание на ползучесть осуществляли до следующих уровней деформации: $\epsilon_{c1} = 4.43\%$, $\epsilon_{c2} = 7.06\%$ и $\epsilon_{c3} = 15.04\%$, тогда как испытание при пластической деформации – до уровней: $\epsilon_{d1} = 1.78\%$, $\epsilon_{d2} = 4.23\%$ и $\epsilon_{d3} = 6.85\%$. Оба вида механических испытаний выполняли на плоских образцах в виде куба со следующими размерами 7 мм \times 5 мм \times 40 мм. Основными механизмами деформации при испытании на ползучесть являлись скольжение и переползание дислокаций, а при пластической деформации – только скольжение дислокаций [23]. Использование двух различных типов нагружения проводилось для получения материалов с различной микроструктурой.

На следующем этапе выполняли измерения шумов Баркгаузена. Магнитные испытания проводили на установке МЕВ-4С, включающей в себя измерительную катушку, соленоид и сердечник. Образец намагничивался в соленоиде, через

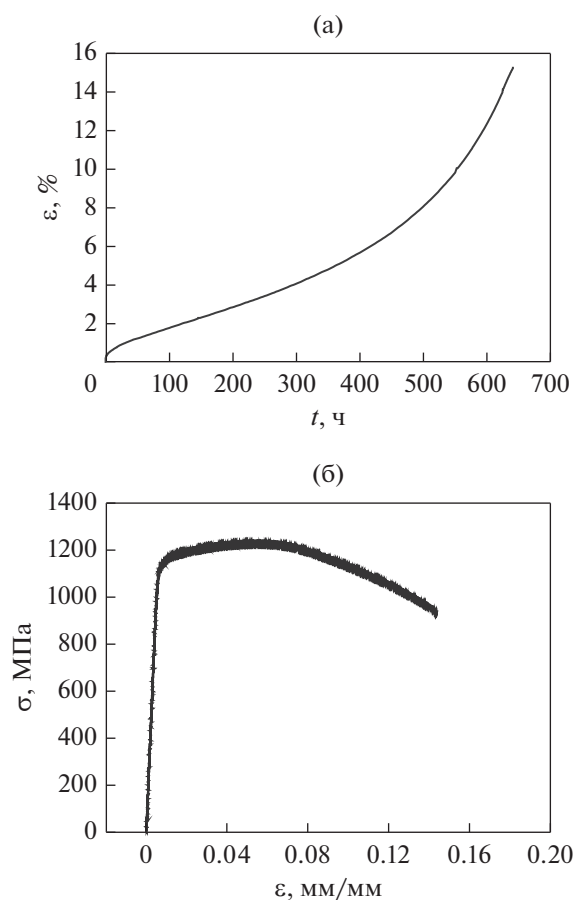


Рис. 2. Результаты испытания на ползучесть при уровне деформации 15.04% (а); кривая растяжения стали (б).

который пропускаться ток треугольной формы. Сердечник использовался для создания замкнутого магнитного потока. В измерительной катушке наводился сигнал напряжения $U_0 = 0.8$ В. Для оценки интенсивности шумов Баркгаузена быстроизменяющую составляющую сигнала U_0 отделяли высокочастотным фильтром $f = 3.5$ Гц. Анализ этой составляющей дает возможность получить информацию о различных свойствах материала, а именно: его структуре [6–9], измельчении микроструктуры [21], текстуре [10], [11], размере зерна [12] и твердости [13]. Огибающие шумов Баркгаузена рассчитывались как среднеквадратичное значение U_b по уравнению [1]:

$$U_b = \sqrt{\frac{1}{\tau} \int_0^{\tau} U_{tb1}^2(t) dt}, \quad (1)$$

где U_b – среднеквадратичное значение выходного значения напряжения на измерительной катушке; U_{tb1} – быстроизменяющаяся компонента напряжения, отделенная высокочастотным фильтром от напряжения, наведенного в измерительной катушке; τ – время интегрирования.

На следующем этапе по приведенной ниже формуле рассчитывался параметр $\text{Int}(U_b)$ – интеграл за полупериод U_{sb} (сигнал U_b скорректирован на уровень шума):

$$\text{Int}(U_b) = \int_{-U_{g \max}}^{+U_{g \max}} U_{sb} dU_g, \quad (2)$$

где

$$U_{sb} = \sqrt{U_b^2 - U_{tb}^2}. \quad (3)$$

Параметр U_{tb} представляет собой среднеквадратичное значение фонового шума. U_g – напряжение, пропорциональное величине тока намагничивания. Интеграл был нормирован на свое значение для недеформированного образца ($\text{Int}(U_b)_{\text{norm}}$).

Микроструктуру материала наблюдали на сканирующем просвечивающем электронном микроскопе (S/TEM) Titan 80–300. Структуру дислокации наблюдали в режиме HAADF (кольцевое темное поле при больших углах). Кроме того, проводили рентгеновское исследование плотности дислокаций на дифрактометре Empyrean. Карбиды идентифицировались в обычном просвечивающем режиме с получением микрофракционных электронограмм. Энергодисперсионный анализ карбидов выполняли в сканирующем/просвечивающем режиме. Для наблюдения магнитной структуры использовали лоренцевскую микроскопию в режиме Френеля. Лоренцевские линзы фокусировали выше или ниже образца.

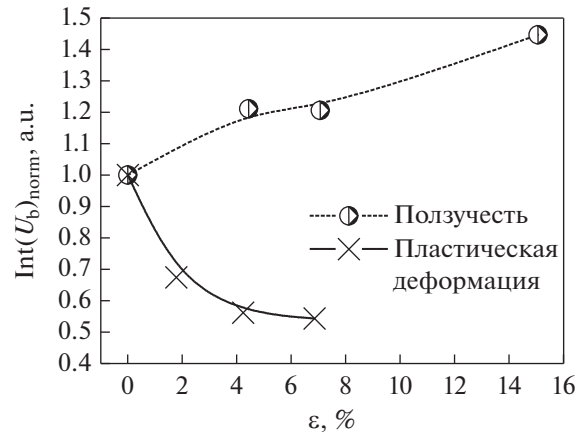


Рис. 3. Изменение интеграла за полупериод шумового сигнала Баркгаузена в зависимости от уровня напряжений при ползучести и пластической деформации.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Интегралы за полупериод шумового сигнала Баркгаузена $\text{Int}(U_b)_{\text{norm}}$ представлены на рис. 3. Магнитный параметр $\text{Int}(U_b)$ увеличивается при повышении уровня напряжений при ползучести, тогда как при пластической деформации он уменьшается.

Примеры огибающих среднеквадратичного значения амплитуды шумов Баркгаузена приведены на рис. 4. Огибающая магнитных шумов Баркгаузена для исходного образца стали имеет единственный острый максимум со значением U_b равным 0.5 В (рис. 4а). В отличие от огибающей для исходного образца, огибающая образца после ползучести имеет более высокую амплитуду и полуширину пика (рис. 4б). При пластической деформации образца при комнатной температуре единственный максимум (наблюдаемый для недеформированного образца) трансформируется в двойной максимум вблизи наименьшего значения U_b для всех рассматриваемых образцов (рис. 4в). В образце, подвергнутом пластической деформации, первый максимум наблюдается при меньшей напряженности магнитного поля. Он более высокий и острый, чем второй максимум, наблюдаемый при более высокой напряженности магнитного поля.

Изменение шумового сигнала Баркгаузена может быть объяснено, исходя из микроструктуры материала. При ползучести в материале происходит два основных процесса деформации. Первый процесс, называемый возвратом, включает в себя поперечное скольжение и переползание дислокаций. Второй процесс представляет упрочнение стали, обусловленное появлением в материале дислокационных сплетений с высокой плотностью. Поэтому ползучесть может интерпретироваться как смешанный процесс, состоящий из

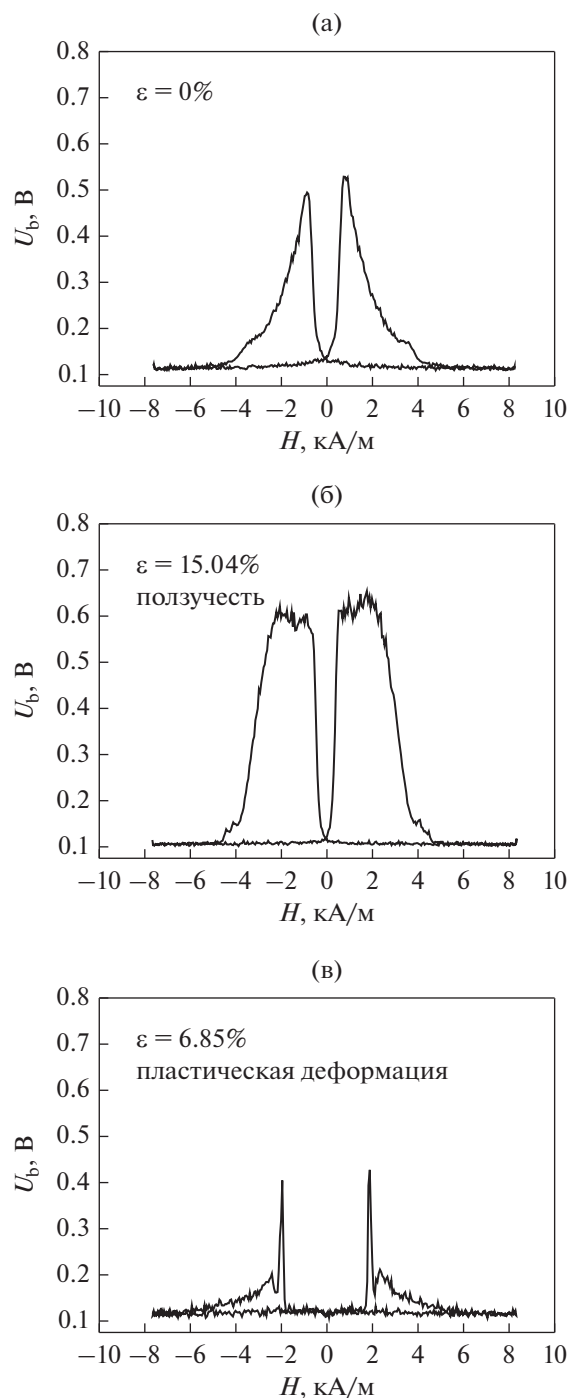


Рис. 4. Огибающие среднеквадратичного значения амплитуды шумов Баркгаузена для исходного образца (а) и образцов после различных типов нагружения: ползучесть (б); пластическая деформация (в).

“вязких” и “пластичных” компонент из-за относительно высокого уровня напряжений (250 МПа). Фотографии структуры дислокаций, полученные в контрастном режиме HAADF, приведены на рис. 5. Фотографии подтверждают наличие одинакового количества дислокаций как в исходном

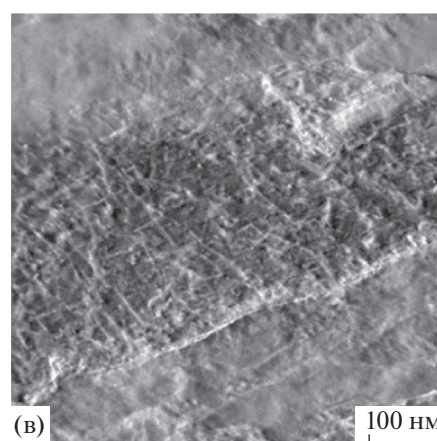
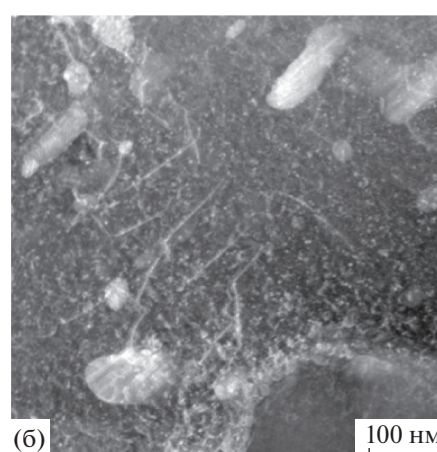
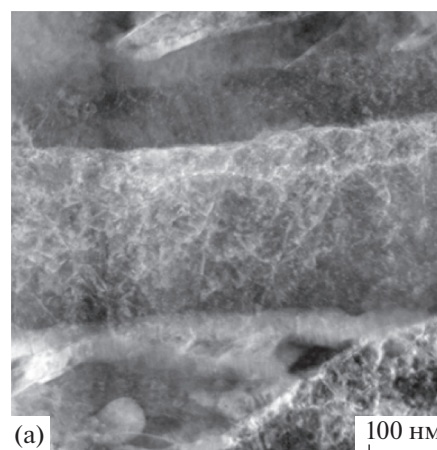


Рис. 5. Структура дислокаций в среднеуглеродистой стали, контрастный режим HAADF: а – без нагружения; б – после ползучести до $\epsilon = 15.04\%$; в – после пластической деформации до $\epsilon = 6.85\%$; увеличение $\times 115000$.

образце, так в образце, подвергнутом ползучести (рис. 5б). В образце после пластической деформации количество дислокаций больше, чем в исход-

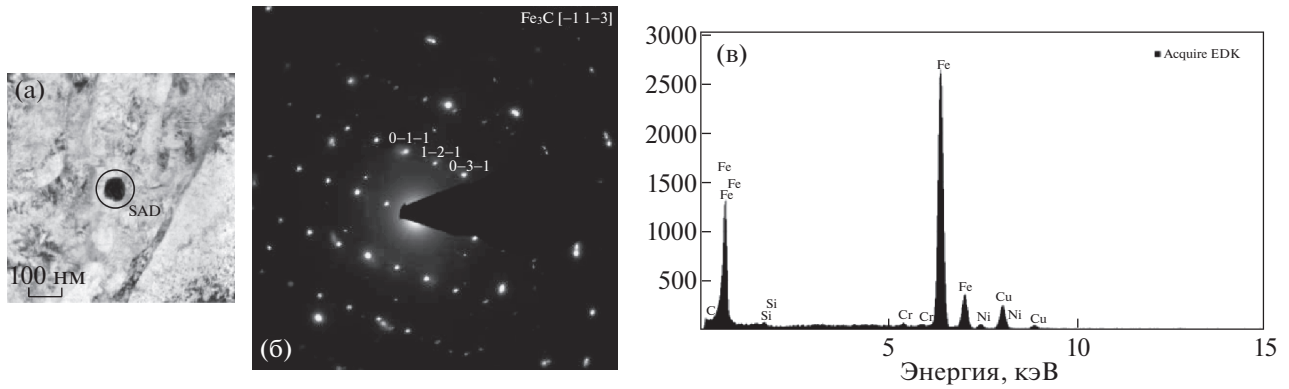


Рис. 6. Пример идентификации карбида M_3C в среднеуглеродистой стали до нагружения: а – карбид, выбранный для идентификации; б – картина микродифракции; в – результаты энергодисперсионного анализа (EDS) выбранного карбида.

ном образце (рис. 5в). Эти результаты подтверждаются рентгеновскими измерениями (табл. 2). Количество скачков Баркгаузена для образца после пластической деформации при растяжении и амплитуда магнитных шумов Баркгаузена достигают наибольшего уровня. Образец после ползучести имел несколько более высокую плотность дислокаций, чем до нагружения.

Что касается огибающих среднеквадратичного значения амплитуды шумов Баркгаузена для образца после пластической деформации при растяжении, то первый пик с высокой амплитудой обусловлен наличием феррита, тогда как второй, более плавный пик, обусловлен наличием высокоотпущенного мартенсита (рис. 5в). В недеформированном образце две области с различным типом микроструктуры имеют одинаковую огибающую магнитных шумов (рис. 5а). Однако следует отметить, что после пластической деформации возникает двойной максимум (рис. 5в). Амплитуда двойного максимума уменьшается из-за возникновения в материале сплетения дислокаций, которые препятствуют движению доменных стенок. Как следствие, число скачков Баркгаузена уменьшается. Появление двойного максимума может быть объяснено различной чувствительностью феррита и высокоотпущенного мартенсита к напряжениям. Феррит более чувствителен к напряжениям, чем высокоотпущенный мартенсит. Хорошо видно, что пик, обусловленный наличием феррита, появляется при меньшей напряженности магнитного поля и имеет более высокую амплитуду. По-видимому, магнитные домены легче перемещаются в области с ферритной структурой.

Микродифракционный анализ показал, что среднеуглеродистая сталь содержит два типа вида карбидов: M_3C и M_7C (рис. 6, 7). Согласно [24], [25], карбиды M_3C содержат небольшое количе-

ство Mo (1.13%), W (0.1%) и V (0.1%). Для испытываемого в настоящем случае материала также: $W = 0.03\%$, $Mo = 0.02\%$, $V = 0.01\%$. Хром растворяется в цементите (Fe_3C) до содержания 18%, тогда как марганец всегда присутствует в сталях и растворяется в цементите в любом количестве [24].

Аналогичный стехиометрический состав карбидов наблюдался в образце после процесса ползучести. В обоих образцах карбиды M_3C образуются случайным образом либо на границах зерен, либо внутри зерен. Они имеют приблизительно круглую форму. Карбиды M_7C_3 наблюдались, в основном, внутри зерен исследуемой стали. Они равномерно распределены в матрице материала и, кроме того, имеют удлиненную форму.

Магнитная структура до и после механических испытаний приведена на рис. 8. Закрепление доменной стенки на границах зерен показано на образце до нагружения. Отчетливое изображение наблюдается при фокусировке линз Лоренца выше (рис. 8б) или ниже (рис. 8в) образца. При фокусировке линз Лоренца выше образца (фокусное расстояние Δf имеет положительное значение) доменная стенка видна на границе зерна как белая линия, тогда как при фокусировке линз Ло-

Таблица 2. Плотность дислокаций в среднеуглеродистой стали до и после нагружения

$\epsilon, \%$	Нагружение	Плотность дислокаций, $см^{-2}$
0	Без нагружения	3.55×10^{12}
15.04	Ползучесть	4.19×10^{12}
6.85	Пластическая деформация	22.24×10^{12}

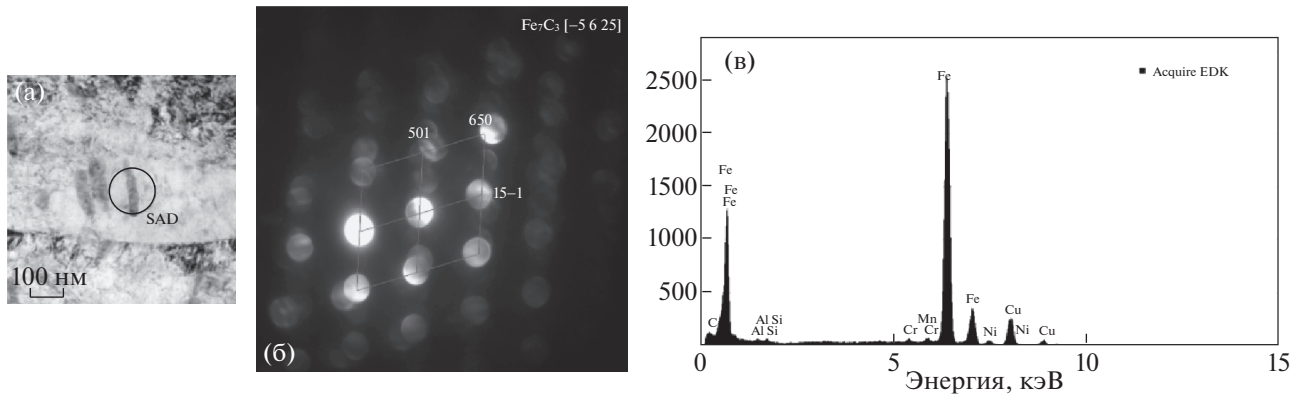


Рис. 7. Пример идентификации карбида M_7C_3 в среднеуглеродистой стали до нагружения: а – карбид, выбранный для идентификации; б – картина микродифракции; в – результаты энергодисперсионного анализа (EDS) выбранного карбида.

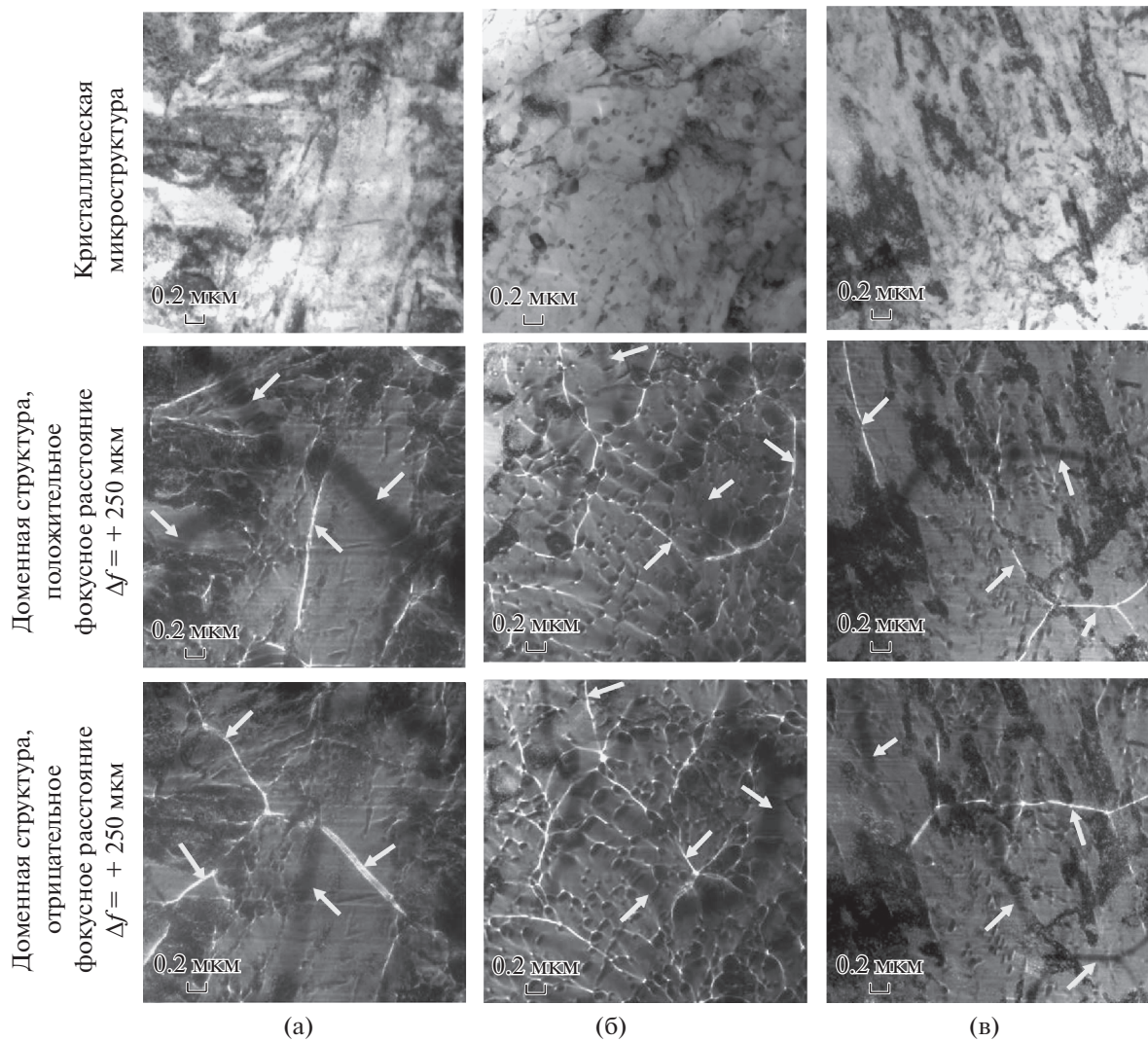


Рис. 8. Структура среднеуглеродистой стали (стрелками показаны доменные стенки): а – увеличение $\times 7700$; б – после ползучести до $\epsilon = 15.04\%$, $\times 2700$; в – после пластической деформации до $\epsilon = 6.85\%$, $\times 2700$.

ренца ниже образца (фокусное расстояние Δf имеет отрицательное значение) доменная стенка видна как черная линия или наоборот. Также значителен эффект закрепления на кластерах карбидов M_7C_3 . По-видимому, в образце после ползучести доменные стенки чаще закрепляются на карбидах, чем в других исследуемых образцах (в исходном образце и в образце после пластической деформации). Это связано с изменением самой магнитной структуры из-за изменений кристаллической структуры. При ползучести объем карбидов в матрице увеличивается по сравнению с образцом до нагружения и образцом после пластической деформации.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Было исследовано изменение огибающих среднеквадратичного значения амплитуды шумов Баркгаузена в образцах после ползучести и пластической деформации. Пластическая деформация стали приводит к трансформации единственного пика на огибающей шумов Баркгаузена в двойной пик. Это свидетельствует о наличии двух типов структуры: феррит и высокоотпущенный мартенсит.

Наблюдения магнитной структуры показывают, что центрами закрепления доменных границ в среднеуглеродистой стали в основном являются карбиды M_3C , кластеры M_7C_3 и границы зерен. Для лучшего анализа трансформации огибающих шумов Баркгаузена необходимы дальнейшие качественные исследования доменной структуры.

Метод магнитных шумов Баркгаузена (MBN) используется во многих приложениях для выявления микроструктуры, а также уровня и распределения напряжений в ферромагнитных материалах. Полученная при этом информация имеет важное значение для лучшего понимания взаимной корреляции между кристаллической структурой, доменной структурой и шумами Баркгаузена.

Данная работа была выполнена как часть реализации проектов Национального научного центра, Польша, гранты № 2013/09/N/ST8/02084 и 2014/15/B/ST8/04368.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Jiles D.* Introduction to magnetism and magnetic materials: Taylor and Francis Group. N.Y., 1998.
2. *Piotrowski L., Augustyniak B., Chmielewski M., Landgraf F.J.G., Sablik M.J.* Impact of plastic deformation on magnetoacoustic properties of Fe–2% Si alloy // *NDT&E Int.* 2009. V. 42. P. 92–96.
3. *Blaow M., Evans J.T., Shaw B.A.* The effect of microstructure and applied stress on magnetic Barkhausen emission in induction hardened steel // *J. Mater. Sci.* 2007. V. 42. P. 4364–4371.
4. *Cullity B.D., Graham C.D.* Introduction to Magnetic Materials: John Wiley Press, Hoboken, New Jersey, 2009.
5. *Jiles D.C.* Dynamics of domain magnetization and the Barkhausen effect // *Czechoslovak J. Physics.* 2000. V. 50. P. 893–988.
6. *Saquet O., Chicois J., Vincent A.* Barkhausen noise from plan carbon steel: analysis of the influence of microstructure // *Mat. Sci. Eng. A Mater.* 1999. V. 269. P. 73–82.
7. *Kleber X., Hug-Amalric A., Merlin J.* Evaluation of proportion of phases and mechanical strength of two-phase steels using Barkhausen noise measurements: application to commercial dual-phase steel // *Metall. Mater. Trans. A.* 2008. V. 39. P. 1308–1318.
8. *Ktena A., Hristoforou E., Gerhard G.J.L., Missel F.P., Landgraf F.J.G., Rodrigues Jr. D.L., Alberteris-Campos M.* Barkhausen noise as a microstructure characterization tool // *Physica B.* 2014. V. 435. P. 109–112.
9. *Liu J., Wilson J., Strangwood M., Davis C.L., Peython A., Parker J.* Electromagnetic evaluation of the microstructure of Grade 91 tubes/pipes // *Int. J. Press. Vess. Pip.* 2015. V. 132–133. P. 65–71.
10. *Akçaoğlu F., Gür C.H.* Monitoring magnetic anisotropy variations in cold-rolled steels by magnetic Barkhausen noise // *Proc. of 11th European conference on non-destructive testing (ECNDT 2014).* P. 1–7.
11. *Amiri M.S., Thielen M., Rabung M., Marx M., Szielasko K., Boller C.* On the role of crystal and stress anisotropy in magnetic Barkhausen noise // *J. Magn. Magn. Mater.* 2014. V. 372. P. 16–22.
12. *Yamamura S., Furuya Y., Watanabe T.* The effect of grain boundary microstructure on Barkhausen noise in ferromagnetic materials // *Acta Mater.* 2001. V. 49. P. 3019–3027.
13. *Gorkunov E.S., Dragoshanskii Yu.N., Mikhovski M.* Barkhausen noise and its utilization in structural analysis of ferromagnetic material (Review Article V); 5. Effects of volume and surface thermal processing // *Russ. J. Nondestruct. Test.* 2000. V. 36. P. 389–417.
14. *Vashista M., Paul S.* Correlation between surface integrity of ground medium carbon steel with Barkhausen noise parameters and magnetic hysteresis loop characteristics // *Mater. Design*, 2009. V. 30. P. 1595–1603.
15. *Augustyniak B., Piotrowski L., Maciakowski P., Chmielewski P., Lech-Grega M., Żelechowski J.* Study of microstress state of P91 steel using complementary mechanical Barkhausen, magnetoacoustic emission, and X-ray diffraction techniques // *J. Appl. Phys.* 2014. V. 115. P. 1–7.
16. *Thompson S.M.* The magnetic properties of plastically deformed steels. PhD thesis: The University of Durham, 1990.
17. *Makowska K.* Methods of assessment of materials damage subjected to laboratory-simulated operating loads (in Polish). PhD thesis: Institute of Fundamental Technological Research Polish Academy of Sciences, Warsaw, 2014.

18. *Žurek Z.H., Sitarz M.* Evolution of domain structure being the determinant in the mechanical fatigue process of railway wheelset wheel material // *Transport Problems*. 2007. V. 2/4. P. 5–8.
19. *Batista L., Rabe U., Hirsekorn S.* Magnetic micro- and nanostructures of unalloyed steels: Domain wall interactions with cementite precipitates observed by MFM // *NDT&E Int.* 2013. V. 57. P. 58–68.
20. *Hartmann U.* High-resolution magnetic imaging based on scanning probe techniques // *J. Magn. Magn. Mater.* 1996. V. 157/158. P. 545–549.
21. *Mohopatra J.N., Ray A.K., Swaminathan J., Mitra A.* Creep behavior study of virgin and service exposed 5Cr–0.5Mo steel using magnetic Barkhausen emissions technique // *J. Magn. Magn. Mater.* 2008. V. 320. P. 2284–2290.
22. *Piotrowski L., Augustyniak B., Chmielewski M., Tomáš I.* The influence of plastic deformation on magnetoacoustic properties of the CSN12021 grade steel // *J. Magn. Magn. Mater.* 2009. V. 321. P. 2331–2335.
23. *Frost H.J., Ashby M.F.* Deformation-mechanism maps. The Plasticity and Creep of Metals and Ceramics: Pergamon Press, Oxford, N.Y., Sydney, 1982.
24. *Blicharski M.* Material engineering. Steel (in Polish): WNT, Warszawa, 2004
25. *Łomozik M.* Creep-resisting structural steels for the power industry – past and present // *Biuletyn Instytutu Spawalnictwa*. 2013. V. 5. P. 32–39.