

УДК 539.376:621.317.3

ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА МОДИФИКАЦИЮ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК СТАЛИ

**В. С. САВЕНКО¹⁾, О. А. ТРОИЦКИЙ²⁾,
М. М. ХРУЦОВ²⁾, В. И. СТАШЕНКО²⁾, Д. А. ЗЕРНИЦА¹⁾**

¹⁾Мозырский государственный педагогический университет им. И. П. Шамякина,
ул. Студенческая, 28, 247760, г. Мозырь, Беларусь

²⁾Институт машиноведения им. А. А. Благонравова Российской академии наук,
пер. Малый Харитоньевский, 4, 101990, г. Москва, Россия

Установлено влияние СВЧ-излучения на процессы активной пластической деформации растяжением и релаксации механических напряжений в нагруженных образцах нержавеющей стали при действии импульсов тока и разных направлениях вектора напряженности E СВЧ-излучения относительно оси образца. При продольной

Образец цитирования:

Савенко ВС, Троицкий ОА, Хруцов ММ, Сташенко ВИ, Зерница ДА. Влияние высокоэнергетических воздействий на модификацию физико-механических характеристик стали. *Журнал Белорусского государственного университета. Физика*. 2020;3:65–75.
<https://doi.org/10.33581/2520-2243-2020-3-65-75>

For citation:

Savenko VS, Troitskiy OA, Hrushchov MM, Stashenko VI, Zernitsa DA. Effects of high energy on steel structure in deformation. *Journal of the Belarusian State University. Physics*. 2020; 3:65–75. Russian.
<https://doi.org/10.33581/2520-2243-2020-3-65-75>

Авторы:

Владимир Семенович Савенко – доктор технических наук, профессор; заведующий кафедрой физики и математики физико-инженерного факультета.

Олег Александрович Троицкий – доктор технических наук, профессор; главный научный сотрудник лаборатории комплексных физико-механических исследований материалов.

Михаил Михайлович Хруцов – кандидат физико-математических наук; старший научный сотрудник лаборатории комплексных физико-механических исследований материалов.

Владимир Иванович Сташенко – кандидат физико-математических наук; старший научный сотрудник лаборатории комплексных физико-механических исследований материалов.

Денис Александрович Зерница – аспирант кафедры физики и математики физико-инженерного факультета. Научный руководитель – доктор физико-математических наук, профессор В. Г. Шепелевич.

Authors:

Vladimir S. Savenko, doctor of science (engineering), full professor; head of the department of physics and mathematics, faculty of physics and engineering.

savenko-vl@rambler.ru

Oleg A. Troitskiy, doctor of science (engineering), full professor; chief researcher at the laboratory of complex physical and mechanical research of materials.

oatroitsky@mail.ru

Mikhail M. Hrushchov, PhD (physics and mathematics); senior researcher at the laboratory of complex physical and mechanical research of materials.

Vladimir I. Stashenko, PhD (physics and mathematics); senior researcher at the laboratory of complex physical and mechanical research of materials.

Denis A. Zernitsa, postgraduate student at the department of physics and mathematics, faculty of physics and engineering.
dzernitsa@mail.ru

ориентации вектора E и наличии тока эффект разупрочнения металла возрастал с 22 до 30 %. Анализ микроструктуры образцов с током и без него по различным параметрам показал существенное влияние внешних энергетических воздействий на зернистую структуру стали. Действие импульсов электрического тока высокой плотности и СВЧ-излучения на образец, нагруженный выше предела текучести, увеличивает пластичность нержавеющей стали и ее прочностные характеристики, приводит к модификации микроструктуры. Установлено изменение фазового состава по содержанию мартенситной и аустенитной фаз в стали. СВЧ-излучение совместно с импульсом тока подавляет образование мартенсита (α -фазы) в деформированной части образца. Полученные результаты свидетельствуют о наличии дополнительного механизма электропластической деформации в скрещенных внешнем магнитном поле СВЧ-излучения и собственном магнитном поле тока.

Ключевые слова: СВЧ-излучение; импульсный ток; сталь 12X18H10T; деформация; микроструктура; дислокация; рентгенодифрактометрия.

EFFECTS OF HIGH ENERGY ON STEEL STRUCTURE IN DEFORMATION

V. S. SAVENKO^a, O. A. TROITSKIY^b,
M. M. HRUSHCHOV^b, V. I. STASHENKO^b, D. A. ZERNITSA^a

^a*Mozyr State Pedagogical University named after I. P. Shamyakin,
28 Studenckaja Street, Mazyr 247760, Belarus*

^b*Mechanical Engineering Research Institute, Russian Academy of Sciences,
4 Maly Kharitonyevsky Lane, Moscow 101990, Russia*

Corresponding author: V. S. Savenko (savenko-vl@rambler.ru)

The author of the article investigates how microwave radiation affects the processes of active deformation and mechanical stress relaxation in stressed stainless steel specimen under the electric current and when vector E (of microwave radiation) moves in different directions along the axe of the specimen. When vector E of microwave radiation was oriented in a longitudinal way and electric current was passed, the softening of metal increased from 22 to 30 %. Multi-criteria analysis of steel samples with electric current and samples with no electric current was made. Analysis findings showed that external energy deposition influenced greatly on deformation of steel crystals. The action of high-density electric current pulses and microwave radiation on a sample loaded above the yield strength increases the ductility of stainless steel, and its strength characteristics, the microstructure is modified. Phase composition of steel was also investigated. The studies showed that the content of martensitic and austenitic phases in steel changed significantly. Moreover, the results showed that there was an additional mechanism of electroplastic deformation in the crossed fields of microwave radiation and magnetic field of current.

Keywords: microwave radiation; impulse current; 12X18H10T steel; deformation; microstructure; dislocation; X-ray diffractometry.

Введение

Целью работы являлось изучение совместного влияния на структуру стали 12X18H10T СВЧ-излучения и импульсов электрического тока высокой плотности (порядка 10^3 А/мм²) длительностью 10^{-4} с во время пластической деформации растяжением нагрузкой выше предела текучести.

К настоящему моменту рассматривается ряд механизмов действия электромагнитных полей на деформацию твердых тел: явление электронного ветра, пинч-эффект и спиновое разупрочнение металла, которое объясняет увеличение электропластического эффекта (ЭПЭ) в присутствии небольшого количества парамагнитных примесей (до 1 %). В результате спиновой конверсии происходит депиннинг дислокаций от точек закрепления в виде примесей, что усиливает ЭПЭ.

Деформация металла за счет пинч-эффекта в значительной мере связана с распространением волн в образцах, нагруженных выше предела текучести (рис. 1). Волны распространяются в радиальном (поперечном) и осевом (продольном) направлениях.

Скорость распространения волн различна. Для радиального направления она составляет

$$V_r = \sqrt{\frac{1}{\rho} \frac{d\sigma}{d\varepsilon}}, \quad \rho = \frac{\gamma}{g},$$

где σ – приложенное механическое напряжение; ε – относительная деформация; γ – удельный вес металла; g – ускорение силы тяжести.

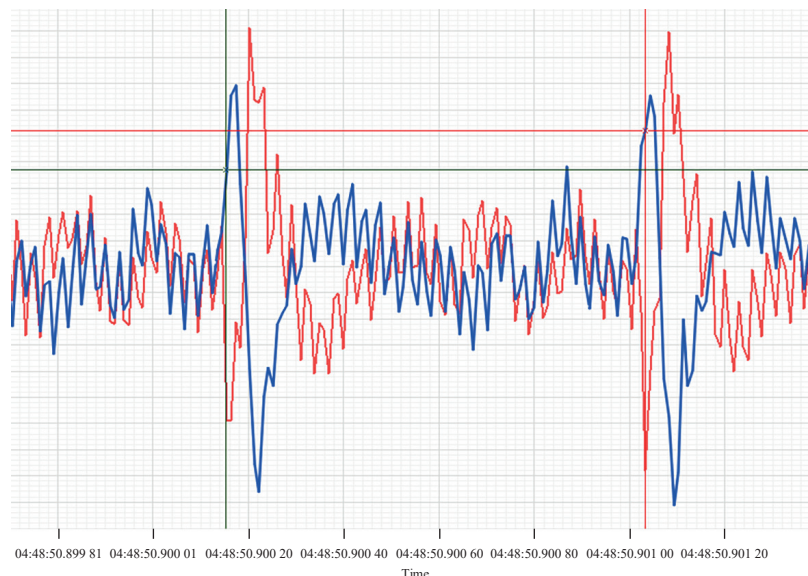


Рис. 1. Импульсы ускорения в радиальном (красный цвет) и осевом (синий цвет) направлениях для периодического возбуждения импульсного тока 1 кА в медном образце диаметром 4 мм

Fig. 1. Acceleration pulses in the radial (red) and axial (blue) directions for the periodic excitation of a pulsed current of 1 kA in a copper sample with a diameter of 4 mm

Для осевого направления ее величина равна

$$V_1 = \sqrt{\frac{\sigma}{\rho}}.$$

Таким образом, скорость распространения упругих волн в радиальном направлении пропорциональна квадратному корню из модуля упрочнения $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$, а скорость распространения волн вдоль оси образца – квадратному корню из значения условного приложенного напряжения.

Пинч-эффект вызывает ультразвуковую вибрацию кристаллической решетки, стимулируя пластическую деформацию металла через решеточную подсистему. В случае деформации кристалла одиночными импульсами тока влияние пинч-эффекта при продолжительности его действия 10^{-5} – 10^{-4} с на фоне времени протекания инициированных им скачков деформации 10^{-3} – 10^{-2} с можно сравнить с эффектом уменьшения стартовых напряжений для дислокаций.

Методика эксперимента

Образцы для исследований вырезались из стали 12Х18Н10Т толщиной 0,2 мм в соответствии с требованиями к конфигурации и размерам образца для испытательной машины ИР 5047-50-10 (ОАО «Точприбор», Россия). Длина рабочей части – 28 мм (рис. 2).

Выбор СВЧ-излучения и импульсов тока обусловлен возможностью менять направление магнитного поля СВЧ-излучения относительно магнитного поля импульсного тока, текущего через образец. Для обеспечения дополнительной пластичности металла необходимо, чтобы магнитное поле импульсного тока и внешнее магнитное поле СВЧ-излучения были скрещены [1]. Пластическая деформация нержавеющей стали осуществлялась за счет активной деформации образцов растяжением и в опытах с релаксацией механических напряжений. Ориентация вектора напряженности электрического поля E в составе электромагнитного поля СВЧ-излучения была продольной или поперечной относительно оси образца. При совпадении вектора E СВЧ-излучения с вектором плотности тока J_m возникает дополнительная пластификация нержавеющей стали. В случае продольной ориентации вектора E эффект разупрочнения металла в суммарном действии тока и СВЧ-излучения возрастал примерно на 8 % (с 22 до 30 %) [2–4].

Перераспределение напряженности магнитного поля H в приповерхностных слоях материала обуславливает пондеромоторные явления в виде динамического пинч-эффекта за счет возникающего поперечного поля Холла, которое приводит к сжатию образцов собственным магнитным полем и возбуждению упругих колебаний остова кристаллической решетки с частотой следования импульсов тока [5].

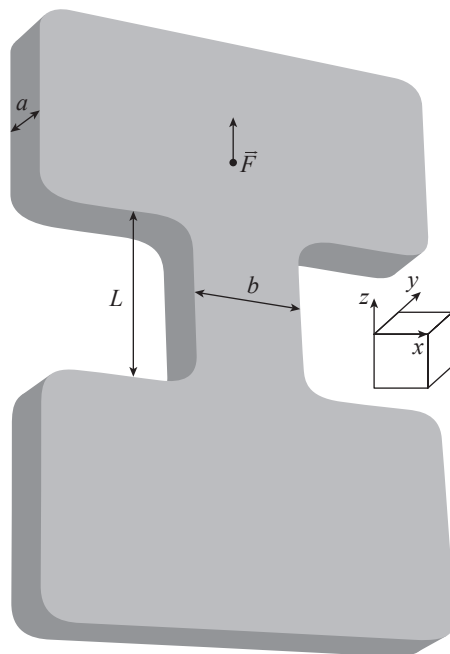


Рис. 2. Образец для исследований

Fig. 2. Research sample

Тепловые эффекты действия тока и СВЧ-излучения корректно вычитались из величин общего снижения деформирующих усилий и релаксации напряжений. Следует отметить, что собственный динамический пинч-эффект действия импульсного тока на плоских тонких образцах был слабо выражен.

Исследование микроструктуры

Изучение микроструктуры материала образцов проводилось с использованием растрового электронного микроскопа LEO 1455VP (*Carl Zeiss*, Германия). Наблюдение осуществлялось посредством регистрации отраженных электронов, ускоряющее напряжение составляло 20 кВ (рис. 3).

При воздействии импульсов электрического тока и СВЧ-излучения на образец, нагруженный выше предела текучести, изменяется как пластичность нержавеющей стали, так и ее прочностные характеристики: микроструктура материала становится более мелкозернистой, модифицируется морфология, внутри металла появляются зоны рекристаллизации с размером зерна 1–3 мкм (рис. 4, а, б).

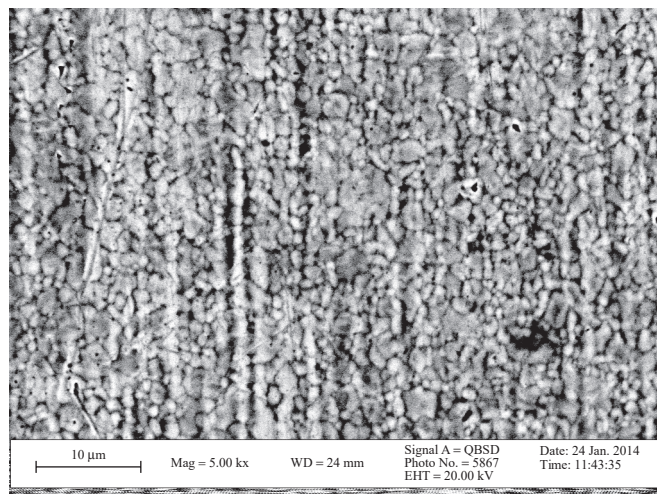


Рис. 3. Микроструктура образца после деформации

Fig. 3. Microstructure of the metal after deformation

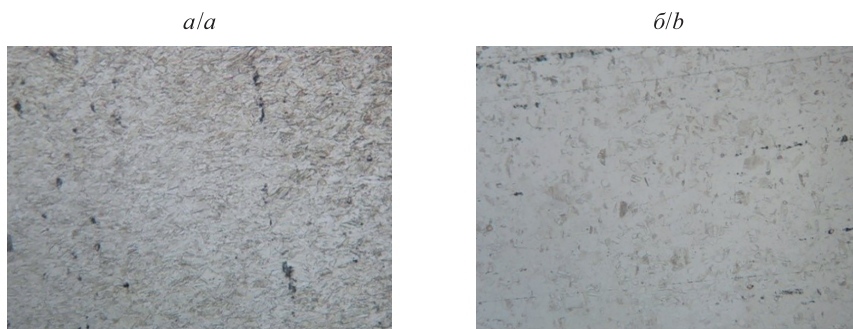


Рис. 4. Микроструктура деформированной части образца под действием тока и СВЧ-излучения (а) и в отсутствие тока (б).
Изображения получены с помощью инвертированного металлографического микроскопа EPIPHOT 200 (Nikon, Япония)

Fig. 4. Metal microstructure affected by electric current and microwave radiation (a) and non-affected by electric current (b).
Images were obtained using an inverted metallographic microscope EPIPHOT 200 (Nikon, Japan)

Изучение деформационных характеристик образцов с током и без него по различным параметрам показало существенное влияние внешних энергетических воздействий на микроструктуру образцов нержавеющей стали. Морфологический анализ изображения осуществлялся прибором «Пост микроконтроля МК-3» (ОАО «Планар-СО», Беларусь) с помощью компьютерной программы *AutoScan Objects* и предполагал выделение гистограмм по классам и определение контроля физико-механических свойств материала (рис. 5, а, б).

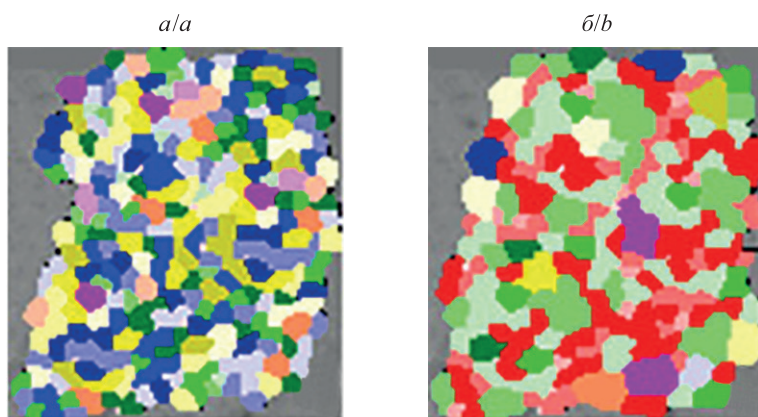


Рис. 5. Морфология деформированной части образца под действием тока и СВЧ-излучения (а) и в отсутствие тока (б) (100-кратное увеличение)

Fig. 5. Morphology of specimen affected by electric current and microwave radiation (a) and non-affected by electric current (b) (100-fold increase)

Важной теоретической оценкой физико-механических характеристик материала является размер зерен и плотность дислокаций, так как предел текучести чувствителен к изменению микроструктурных параметров и зависит от размера зерен, плотности дислокаций и объемной доли частиц второй фазы. Предел текучести при изменении среднего размера зерна в условиях воздействия электрического тока и СВЧ-излучения в общем случае при наличии набора препятствий для движения дислокаций может определяться соотношением Холла – Петча:

$$\sigma_T = \sigma_0 + kd^{-\frac{1}{2}},$$

где d – средний размер зерна; σ_0 – сопротивление движению дислокаций в образце; k – коэффициент Холла – Петча. Согласно расчетам для образца с током и СВЧ-излучением показатель имеет значение 39,535 МПа, а для образца без тока он составляет 35,242 МПа. Из рис. 3 видно, что максимальное количество зерен в образце без тока принадлежит классам 2–5 (0,80–1,49 мкм), а в образце, прошедшем электропластическое деформирование с током, – классам 1–4 (0,62–1,21 мкм).

Сравнительный анализ соотношения классов зерен по количеству и массе, исходя из параметров площади и периметра (рис. 6), показал, что под действием электрического тока и СВЧ-излучения происходит уменьшение площади и периметра зерен. Дробление зерен приводит к тому, что микроструктура материала деформированного образца становится мелкозернистой. При этом зерна принимают более округлую форму (уменьшается удлинение зерна) с преимущественно аксиальной текстурой.

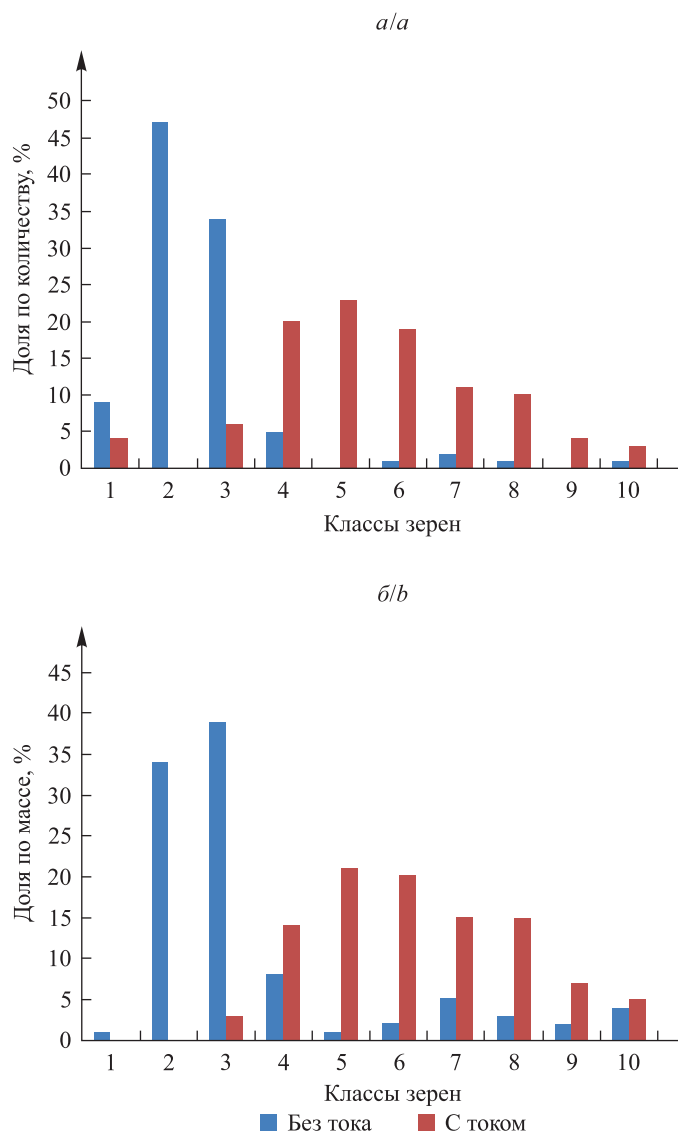


Рис. 6. Сравнительный график по параметру площади
 Fig. 6. Comparative plot by area parameter

Микротвердость образцов исследовалась на цифровом микротвердомере MicroMet 5114 (Buehler, США) с сенсорным LCD пультом управления, автоматическим расчетом значений твердости и накоплением статистики. Микротвердость HV определялась при помощи алмазной пирамидки по Виккерсу. Время приложения нагрузки составляло 15 с, нагрузка на индентор $F = 1000$ г, угол алмазной пирамидки $\theta = 136^\circ$:

$$HV = k \cdot \frac{F}{S} = 0,102 \cdot \frac{2F \cdot \sin \frac{\theta}{2}}{d^2} = 0,1891 \cdot \frac{F}{d^2},$$

где S – условная площадь боковой поверхности полученного отпечатка, мм^2 ; d – диагональ отпечатка, мм .

В табл. 1 приведены значения микротвердости HV пяти испытанных образцов при скорости растяжения v .

Таблица 1

Микротвердость образцов после деформации

Table 1

Microhardness of the specimen after deformation

Номер образца	Режим обработки	v , мм/мин	HV шейки	HV захвата
1	Без тока	1,1	636,6	313,1
2	Без тока	2,5	585,7	316,1
3	С током	2,5	571,7	315,0
4	Ток + СВЧ	0,5	491,0	313,4
5	Ток + СВЧ	1,1	513,7	313,9

Результаты исследований (см. табл. 1) показывают, что под влиянием совместного воздействия импульсов тока и СВЧ-излучения при растяжении микротвердость материала в наиболее деформированной рабочей части образца (шейки) уменьшается, а в области захватов остается практически неизменной.

Рентгеноструктурные исследования

В выполненных исследованиях снижение доли мартенситной фазы в материале подтверждается результатами фазового анализа образцов в исходном состоянии и после проведения механических испытаний. Эксперименты осуществляли на медном K_{α} -излучении, используя рентгеновский дифрактометр, оснащенный вертикальным гониометром и энергодисперсионным детектором Пельтье. При обработке экспериментальных дифрактограмм и проведении фазового анализа образцов применяли программное обеспечение дифрактометра и программу *Match! 1.10* (табл. 2).

Таблица 2

Режимы обработки образцов

Table 2

Processing conditions of specimens

Номер образца	Режим обработки	v , мм/мин	Примечания
6	Без тока	0,4	Слабомагнитная обработка
7	Без тока	0,3	
8	С током	0,2	
9	С током	0,3	
10	Ток + СВЧ	6,0	
11	Ток + СВЧ	6,3	
13	Ток, СВЧ-излучение, релаксация	—	Режимы релаксации: 1) без тока; 2) с током; 3) ток + СВЧ

Исследуя дифрактограммы ряда образцов [6], подвергавшихся соответствующей обработке, можно отметить, что в исходном состоянии образца формируется аустенитная γ -фаза с ГЦК-решеткой, в которой присутствует интенсивная кристаллографическая текстура. Параметр решетки аустенита намного меньше табличного значения для γ -Fe, что объясняется наличием в его решетке большого числа атомов никеля, присутствующих в исходном составе исследуемой стали.

Для ГЦК-структуры γ -фазы расположение линий на дифрактограммах соответствующих образцов наиболее точно описывается приведенными в базе данных ICDD PDF-2 дифракционными спектрами следующих железоникелевых сплавов: Fe_3Ni (01-071-8325), $Fe_{0,612}Ni_{0,388}$ (01-074-5839) и $Fe_{0,64}Ni_{0,36}$ (00-047-1405). Таким образом, можно говорить о вхождении никеля в решетку γ -фазы. Полученные результаты хорошо коррелируют с данными исследований при других скоростях деформации [6].

В отличие от γ -фазы дифракционная картина α -фазы, возникающей в образцах при электромагнитной (ЭМ) обработке, практически неотличима от α -Fe, что указывает на низкое содержание в ней легирующих добавок даже после соответствующих ЭМ-обработок. В образце, деформированном без тока, образуется мартенситная α -фаза, тогда как в образце, деформированном с током, подавляется формирование мартенсита под действием тока. Общее количество мартенсита при этом составляет около

23–26 и 14–17 об. % соответственно. Деформация с током и СВЧ-излучением, как показывают данные табл. 2, приводит к дальнейшему снижению содержания мартенсита до примерно 9–13 об. %, а дополнительная релаксационная обработка – до уровня менее 5 об. %.

Результаты исследования тонкой атомной структуры подвергшихся ЭМ-обработке образцов представлены на рис. 7. Размер областей когерентного рассеяния (ОКР), т. е. характерный размер субзерен образцов, исследованных в исходном состоянии, составляет около 500 нм, что в сочетании с малой величиной микроискажений (менее 0,1 %) на дифрактограммах образцов, исследованных в исходном состоянии, проявляется в максимумах дифракционных пиков, при которых дублет $K_{\alpha_1} - K_{\alpha_2}$ разрушался уже на относительно малых углах у линии 111_{γ} . У образцов, подвергшихся механическому воздействию и ЭМ-обработке, размеры ОКР, как правило, были существенно меньше и, кроме того, присутствовали значительные микродеформации. Размер ОКР γ -фазы D_{γ} в образцах, подвергшихся пластической деформации, не зависел от того, применялась ли при этом ЭМ-обработка, и равнялся приблизительно 100–200 нм. Наблюдаемые в γ -фазе микродеформации ϵ_{γ} также были слабо подвержены изменениям и составляли около 0,4 %. Для мартенсита α -Fe размер ОКР был менее 70 нм (типичные значения 30–70 нм), за исключением образца № 13, подвергнутого совместному воздействию тока и СВЧ-излучения с последующей релаксацией, в котором размер α -фазы D_{α} неожиданно вырос до 500 нм.

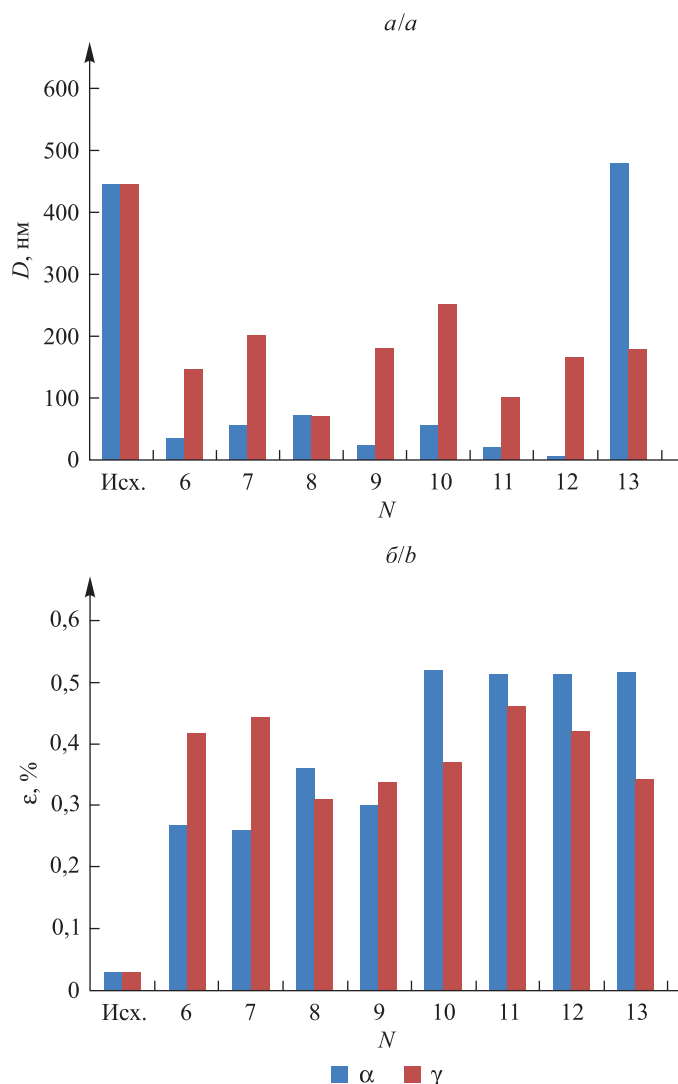


Рис. 7. Параметры тонкой атомной структуры образцов стали 12X18H10T, полученные в результате обработки дифрактограмм: a – размер ОКР; b – величина микроискажений для γ - и α -фазы в исходном состоянии и после обработки (номера образцов N соответствуют приведенным в табл. 2 и 3)
 Fig. 7. Parameters of fine atomic structure of exemplars of steel 12X18H10T received as a result of processing of diffractograms: a – the size of ROC; b – the size of microdistortions for γ - and α -phase in a reference state and after processing (numbers of exemplars of N correspond provided in table 2 and 3)

Действие пластической деформации, так же как и деформации с током, приводило к значительным микроискажениям, достигавшим 0,3 %. В результате СВЧ-воздействия величина ϵ_α повышалась еще больше и составляла 0,5 %, причем как в случае обработки, сочетавшей действие тока и СВЧ-излучения, так и при обработке с последующей релаксацией напряжений (табл. 3).

Таблица 3

**Результаты определения периода решетки
и количественного фазового анализа структуры образцов**

Table 3

**Results of definition of the period of a lattice
and quantitative phase analysis of specimen structure**

Образец	Период решетки, нм		Содержание фазы, об. %		Структура γ -фазы	R_p
	γ -Фаза	α -Фаза	γ -Фаза	α -Фаза		
Исходный	0,358 9	–	100,0	–	$Fe_{0,64}Ni_{0,36}$	0,85
6	0,358 3	0,287 1	76,6	23,4	Fe_3Ni	0,68
7	0,358 4	0,287 2	73,5	26,5	Fe_3Ni	0,73
8	0,358 4	0,286 5	86,4	13,6	Fe_3Ni	0,61
9	0,358 4	0,286 6	83,4	16,6	Fe_3Ni	0,73
10	0,358 5	0,286 6	91,0	9,0	Fe_3Ni	0,67
11	0,358 4	0,286 6	86,6	13,4	Fe_3Ni	0,72
ICDD PDF-2	0,366 0*	0,286 6**	–	–	–	–

Примечание. R_p – фактор достоверности; * – период решетки для γ -Fe; ** – период решетки для α -Fe.

Наряду с анализом параметров тонкой атомной структуры было исследовано влияние различных режимов ЭМ-обработки на кристаллографическую текстуру α - и γ -фазы в образцах. Для этого использовали метод Харриса [7; 8], применяемый для оценки преимущественных ориентаций с направлением осей, нормальных отражающим плоскостям (hkl). Значение текстурной функции Харриса $T(hkl) > 1$ подтверждает сам факт наличия текстуры, а собственно величина этой функции – степень ее «обостренности»:

$$T(hkl) = \frac{I(hkl)/I_{ПК}(hkl)}{\frac{1}{n} \cdot \sum_n [I(hkl)/I_{ПК}(hkl)]},$$

где $I(hkl)$ и $I_{ПК}(hkl)$ – интегральные интенсивности рассеяния исследуемым образцом с текстурой и поликристаллическим (ПК) эталонным образцом с $T(hkl) = 1$ соответственно; n – число линий на дифрактограмме.

Анализ показал, что уже в исходном стальном образце отражающие плоскости γ -фазы были ориентированы по нормали к направлению (220): функция Харриса в исходном состоянии составляла $T_\gamma(220) \approx 3,0$, причем при последующей обработке степень выраженности текстуры сохранялась на том же уровне и менялась очень незначительно. В случае α -фазы, стимулированной в шейке образца его пластической деформацией, имела место преимущественная ориентация с $T_\alpha(211) \approx 1,5-2,0$. Изменения $T_\alpha(211)$ носили несистематический характер, поэтому сделать какие-либо выводы о влиянии условий ЭМ-обработки на текстуру α -фазы не представляется возможным. Можно лишь предположить вероятное наличие ориентационного соответствия между структурами аустенита и мартенситной фазы, образующейся в процессе пластической деформации. Это соответствие сохраняется, несмотря на подавление образования мартенсита при ЭМ-обработке.

Электропластическая деформация является сложным многостадийным процессом. Данные по микроструктуре нержавеющей стали, полученные после энергетических воздействий и достижения значительных деформаций образцов, свидетельствуют о проявлении обратной зависимости Холла – Петча [9]. Закон Холла – Петча дает количественное описание роста предела текучести поликристаллического материала с уменьшением размера зерна. В основе этой зависимости лежат дислокационные механизмы взаимодействия границ зерен, тормозящих движущиеся дислокации, а с увеличением степени деформации под действием импульсного тока и СВЧ-излучения изменяется доминирующий механизм деформации [10].

Заключение

Установлено значительное снижение нагрузок в зоне деформации на образцах при релаксации напряжений в условиях действия тока и СВЧ-излучения при продольной ориентации относительно оси образца вектора напряженности электрического поля. Перераспределение напряженности магнитного поля H в приповерхностных слоях металла обуславливает пондеромоторный динамический пинч-эффект за счет возникающего поперечного поля Холла, которое приводит к сжатию образца собственным магнитным полем и возбуждению упругих колебаний остова кристаллической решетки с частотой следования импульсов тока.

Показано, что высокоэнергетические воздействия тока и СВЧ-излучения в процессе пластической деформации влияют на количество образующегося в шейке образца мартенсита деформации. Формирование мартенсита практически полностью подавляется в условиях действия тока и СВЧ-излучения при релаксации напряжений.

Под влиянием импульсов электрического тока и СВЧ-излучения на образец, нагруженный выше предела текучести, изменяется как пластичность нержавеющей стали, так и ее прочностные характеристики: микроструктура материала становится более мелкозернистой, модифицируется морфология, внутри металла появляются зоны рекристаллизации с размером зерна 1–3 мкм. При обычной пластической деформации шейка образцов становится магнитной из-за выпадения α -фазы мартенсита ввиду высоких механических напряжений в металле.

Установлено, что в исходном образце после отжига параметр решетки γ -фазы аустенита существенно ниже соответствующего значения для γ -фазы железа, что связано с наличием никеля в ГЦК-решетке аустенита. В то же время параметр решетки мартенсита деформации (α -фазы) оказался близок к параметру α -Fe, что свидетельствует о низком уровне примесей в ОЦК-структуре α -фазы и косвенно может указывать на возможное влияние энергетического воздействия на диффузионные процессы при формировании мартенсита деформации.

Проведенная оценка размеров ОКР аустенитной и мартенситной фаз, образующихся при пластической деформации и интенсивном высокоэнергетическом воздействии тока и СВЧ-излучения, говорит о значительном (в несколько раз) измельчении зерна γ -фазы аустенита. Размер областей α -мартенсита, возникшего в результате пластической деформации, составляет менее 100 нм и не меняется в условиях высокоэнергетического воздействия, за исключением случая обработки, допускающей структурную релаксацию, когда он может значительно (до 500 нм) увеличиваться. Установлено, что внешние энергетические воздействия ведут к измельчению зернистой структуры стали 12X18H10T.

Библиографические ссылки

1. Молоцкий МИ. Возможный механизм магнитоэластического эффекта. *Физика твердого тела*. 1991;33(10):3112–3114.
2. Троицкий ОА. Электромеханический эффект в металлах. *Письма в ЖЭТФ*. 1969;10(1):18–22.
3. Баранов ЮВ, Троицкий ОА, Авраамов ЮС, Шляпин АД. *Физические основы электроимпульсной и электропластической обработок и новые материалы*. Москва: МГИУ; 2001. 843 с. Совместное издание с ИМАШ РАН.
4. Savenko VS. Electroplastic deformation by twinning metals. *Acta Mechanica et Automatica*. 2018;12(4):259–264. DOI: 10.2478/ama-2018-0039.
5. Савенко ВС, Троицкий ОА, Силивонец АГ. Вклад пондеромоторных факторов в реализацию электропластической деформации. *Известия Национальной академии наук Беларуси. Серия физико-технических наук*. 2017;1:85–91.
6. Троицкий ОА, Хрущов ММ, Стащенко ВИ, Левин ИС. Действие импульсов тока и СВЧ-излучения на фазовый состав стали при деформации. *Машиностроение и инженерное образование*. 2017;1:50–56.
7. Головин ЮИ, Моргун РБ. Влияние слабого магнитного поля на состояние структурных дефектов и пластичность ионных кристаллов. *ЖЭТФ*. 1999;115(2):605–623.
8. Иверонова ВИ, Ревкевич ГП. *Теория рассеяния рентгеновских лучей*. 2-е издание, переработанное и дополненное. Москва: Издательство Московского университета; 1978. 278 с.
9. Carlton CE, Ferreira PJ. What is behind the inverse Hall – Petch effect in nanocrystalline materials? *Acta Materialia*. 2007;55(11):3749–3756. DOI: 10.1016/j.actamat.2007.02.021.
10. Барретт ЧС, Масальский ТБ. *Структура металлов: в 2 частях*. Бернштейн АМ, Добавкин СВ, переводчики; Бернштейн МЛ, редактор. Москва: Металлургия; 1984. 2 части.

References

1. Molotsky MI. [A possible mechanism of the magnetoplastic effect]. *Solid State Physics*. 1991;33(10):3112–3114. Russian.
2. Troitsky OA. [Electromechanical effect in metals]. *JETP Letters*. 1969;10(1):18–22. Russian.
3. Baranov YuV, Troitsky OA, Avraamov YuS, Shlyapin AD. *Fizicheskie osnovy elektroimpul'snoi i elektroplasticheskoi obrabotki i novye materialy* [Physical foundations of electropulse and electroplastic treatments and new materials]. Moscow: Moscow State Industrial University; 2001. 843 p. Co-published by the IMASH RAN. Russian.

4. Savenko VS. Electroplastic deformation by twinning metals. *Acta Mechanica et Automatica*. 2018;12(4):259–264. DOI: 10.2478/ama-2018-0039.
5. Savenko VS, Troitsky OA, Silivonec AG. The contribution of ponderomotive factors in implementation of electroplasticity deformation. *Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series*. 2017;1:85–91. Russian.
6. Troitsky OA, Khrushchov MM, Stashenko VI, Levin IS. [The effect of current pulses and microwave radiation on the phase composition of steel during deformation]. *Mashinostroenie i inzhenernoe obrazovanie*. 2017;1:50–56. Russian.
7. Golovin YuI, Morgunov RB. [Influence of a weak magnetic field on the state of structural defects and plasticity of ion crystals]. *JETP*. 1999;115(2):605–623. Russian.
8. Iveronova VI, Revkevich GP. *Teoriya rasseyaniya rentgenovskikh luchei* [X-ray scattering theory]. 2nd edition, revised and expanded. Moscow: Izdatel'stvo Moskovskogo universiteta; 1978. 278 p. Russian.
9. Carlton CE, Ferreira PJ. What is behind the inverse Hall – Petch effect in nanocrystalline materials? *Acta Materialia*. 2007; 55(11):3749–3756. DOI: 10.1016/j.actamat.2007.02.021.
10. Barrett CS, Massalski TB. *Structure of metals: crystallographic methods, principles and data*. Oxford: Pergamon Press; 1980. XV, 654 p.
Russian edition: Barrett CS, Massalski TB. *Struktura metallov: v 2 chastyakh* [Metal structure: in 2 parts]. Bernshtein AM, Dobavkin SV, translators; Bernshtein ML, editor. Moscow: Metallurgiya; 1984. 2 parts.

Статья поступила в редколлегию 28.06.2020.
Received by editorial board 28.06.2020.