

УДК 539.213.2537.634.2

ВЛИЯНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА МАГНИТНЫЕ И МАГНИТОУПРУГИЕ СВОЙСТВА БЫСТРОЗАКАЛЕННЫХ ПРОВОЛОЧНЫХ ОБРАЗЦОВ $\text{Fe}_{75}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$

© 2020 г. А. А. Гаврилюк¹, Н. В. Морозова¹, А. Л. Семенов¹, С. М. Зубрицкий¹*, А. В. Гаврилюк¹, Е. А. Голыгин¹, В. И. Кокорин¹

¹Иркутский государственный университет, ул. Карла Маркса, 1, Иркутск, 664003 Россия

*e-mail: zubr@api.isu.ru

Поступила в редакцию 09.09.2019 г.

После доработки 22.04.2020 г.

Принята к публикации 24.04.2020 г.

Исследовано влияние наведенной пластической деформации на магнитные и магнитоупругие свойства быстрозакаленных проволочных образцов состава $\text{Fe}_{75}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$. Установлено, что наведение пластической деформации приводит к исчезновению отрицательного ΔE -эффекта, что является следствием изменения параметров магнитной структуры исследованных проволок. При этом с ростом величины наведенной пластической деформации уменьшается чувствительность магнитных параметров проволок к действию внешних растягивающих напряжений и температуре нагрева в цикле нагрев–охлаждение.

Ключевые слова: быстрозакаленные ферромагнитные проволочные образцы, пластическая деформация, магнитная проницаемость, остаточная индукция, константа магнитострикции

DOI: 10.31857/S0002337X20090079

ВВЕДЕНИЕ

В последнее время актуальным в области материаловедения и физики магнитных явлений является вопрос о возможности получения магнитных материалов с заданными параметрами. В этом смысле быстрозакаленные сплавы на основе переходных металлов в виде лент и проволочных образцов являются удобными модельными объектами. Не обладая кристаллографической анизотропией, имея высокую магнитную проницаемость и малые потери на перемагничивание, такие сплавы в зависимости от вида и режимов их предварительной обработки могут изменять свои магнитные и магнитоупругие параметры в широком диапазоне. Одним из способов целенаправленного управления магнитными параметрами таких сплавов может являться наведение в них контролируемой пластической деформации [1–3], которая должна приводить к изменению ближнего и дальнего порядка в расположении атомов. Пластические деформации оказывают заметное влияние на динамические магнитные и магнитоупругие свойства быстрозакаленных ферромагнитных проволочных образцов на основе кобальта [4, 5]. Несмотря на то что такие образцы обладают относительно низким значением модуля константы магнитострикции $\lambda_s \sim 10^{-7}$, изменение

их магнитных характеристик в результате наведения пластических деформаций значительно. В частности, при наведении пластической деформации в быстрозакаленных проволочных образцах состава $\text{Co}_{66}\text{Fe}_4\text{Nb}_{2.5}\text{Si}_{12.5}\text{B}_{15}$, имеющих первоначально малое положительное значение λ_s , их константа магнитострикции увеличивается, а в образцах в виде проволок состава $\text{Co}_{66}\text{Fe}_4\text{Ta}_{2.5}\text{Si}_{12.5}\text{B}_{15}$ изменяется от отрицательных значений к положительным. При этом существенно изменяется чувствительность основных магнитных параметров (коэрцитивной силы H_c , остаточной индукции B_r , динамической магнитной проницаемости μ_d) таких образцов к действию механических деформаций в процессе измерений.

В связи с установленным влиянием наведенной пластической деформации на магнитные свойства проволочных образцов на основе кобальта актуальным представляется проведение исследования влияния пластической деформации на магнитные свойства ферромагнитных образцов в виде проволок состава $\text{Fe}_{75}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$ с относительно высоким положительным значением константы магнитострикции $\lambda_s \approx (25–30) \times 10^{-6}$. Предполагалось, что в таких образцах наведенная пластическая деформация будет играть еще более значительную роль в формировании магнитных и магнитоупругих ха-

Таблица 1. Зависимость величины пластической деформации $\Delta l/l_0$ проволочных образцов $\text{Fe}_{75}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$ от плотности постоянного электрического тока обработки j при одновременном приложении растягивающих напряжений $\sigma_{pre} = 2.17 \times 10^8$ Па

$j \times 10^{-7}, \text{А/м}^2$	3.54	3.98	4.24	4.33	4.42
$\Delta l/l_0, \%$	0	0.17	0.67	1.50	1.83

рактических, чем в проволочных образцах на основе кобальта.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Наведение пластической деформации только лишь приложением значительных растягивающих напряжений в быстрозакаленных сплавах на основе переходных металлов весьма затруднительно из-за их разрушения. В связи с этим был использован способ наведения пластической деформации в образцах в виде проволок сочетанием приложения растягивающих напряжений с одновременным пропусканием по ним постоянного электрического тока.

В работе исследовано влияние пластической деформации на магнитные и магнитоупругие свойства образцов длиной 0.05 м и диаметром 0.12 мм. Проволочные образцы изготовлены и сертифицированы в ГНЦИИ Чермет им. Л.П. Бардина (г. Москва). Метод приготовления образцов заключается в спининговании (выдавливании) струи расплава из кварцевой ампулы через калиброванное отверстие во вращающийся слой закалочной жидкости. Таким методом обычно получают быстрозакаленные проволочные образцы с достаточно большим диаметром 50–180 мкм [6]. При этом образцы в отличие от метода Улитовского–Тейлора не покрываются стеклянной оболочкой.

С целью наведения пластической деформации проволочные образцы проходили предварительную обработку в диапазоне плотностей электрического тока j от 3.54×10^7 до 4.42×10^7 А/м² с одновременным приложением растягивающих напряжений $\sigma_{pre} = 2.17 \times 10^8$ Па. Обработка проволок в течение 2 мин на воздухе приводила к наведению в них пластической деформации $\Delta l/l_0$ в интервале от 0.17 до 1.83% (табл. 1), где $\Delta l/l_0 = (l_\sigma - l_0)/l_0$, l_σ – длина образцов при приложении растягивающих напряжений σ , l_0 – длина образцов при $\sigma = 0$.

Как показали рентгенографические исследования, проведенные на рентгеновском дифрактометре SHIMADZU XRD – 6000 с использованием рентгеновской трубки с медным анодом на линии монохроматизированного излучения $\text{CuK}\alpha$, необработанные быстрозакаленные проволочные образцы имели аморфную структуру (рис. 1а). В ре-

зультате наведения пластической деформации при совместном приложении растягивающих напряжений до $\sigma_{pre} = 2.17 \times 10^8$ Па и пропускании по проволочным образцам электрического тока плотностью до $j = 4.42 \times 10^7$ А/м² каких-либо значительных изменений в их аморфной структуре, а также образования у них кристаллических фаз не выявлено (рис. 1б).

В ходе проведения эксперимента исследовали влияние пластической деформации на термостабильность магнитолевых зависимостей ΔE -эффекта ($\Delta E/E_0 = (E_H - E_0)/E_0$, где E_H и E_0 – модули упругости проволочных образцов в магнитном поле H и в его отсутствие соответственно) исследуемых образцов при проведении цикла нагрев–охлаждение в интервале температур 20–330°C и стабильность их магнитных параметров к действию упругих растягивающих напряжений, приложенных в процессе измерений. Влияние температуры на ход магнитолевых зависимостей ΔE -эффекта определяли методом резонанса–антирезонанса [7]. Изменение магнитных характеристик проволочных образцов под действием растягивающих напряжений в интервале от 0 до 1.65×10^8 Па исследовали индукционным методом на частоте перемещающегося поля 1 кГц.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 2 представлены магнитолевые зависимости ΔE -эффекта пластически деформированных проволочных образцов в процессе их нагрева (а, в, д) и последующего охлаждения (б, г, е). Как следует из полученных результатов, в образцах, не подверженных пластической деформации, реализуется отрицательный ΔE -эффект, т.е. происходит уменьшение модуля упругости при приложении H . При нагреве до $t = 210$ –330°C на зависимости $\Delta E/E_0(H)$ появляется характерный минимум, который смещается с ростом температуры в область меньших магнитных полей (рис. 2а). При последующем охлаждении в проволочных образцах наблюдается только положительный ΔE -эффект (т.е. рост модуля упругости при приложении H). При этом значение ΔE -эффекта возрастает с уменьшением t (рис. 2б).

Обработка электрическим током плотностью $j = 3.98 \times 10^7$ А/м² совместно с приложением растягивающих напряжений наводит пластическую деформацию $\Delta l/l_0 = 0.17\%$ и ведет к увеличению абсолютного значения отрицательного ΔE -эффекта с появлением выраженного минимума на зависимости $\Delta E/E_0(H)$ при всех t (рис. 2в). При этом минимум на зависимости $\Delta E/E_0(H)$ с ростом t смещается в область меньших H . При последующем охлаждении образца отрицательный ΔE -эффект наблюдается только в области относительно слабых H (рис. 2г).

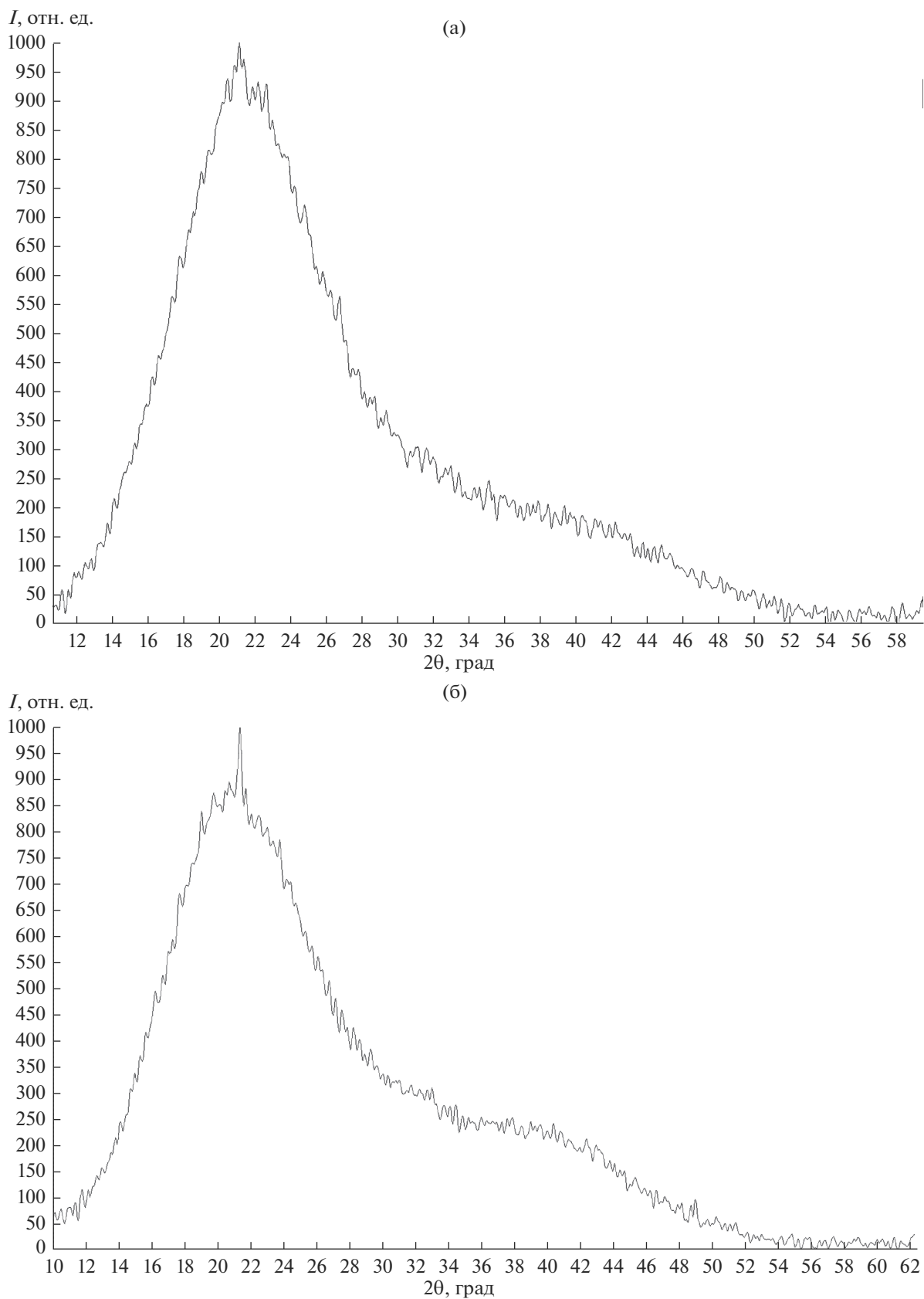


Рис. 1. Рентгеновские дифрактограммы быстрозакаленных проволочных образцов состава $\text{Fe}_{75}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$: а – исходные образцы, б – образцы с наведенной пластической деформацией $\Delta l/l_0 = 1.83\%$ ($j = 4.42 \times 10^{-7} \text{ А/м}^2$, $\sigma_{pre} = 2.17 \times 10^8 \text{ Па}$).

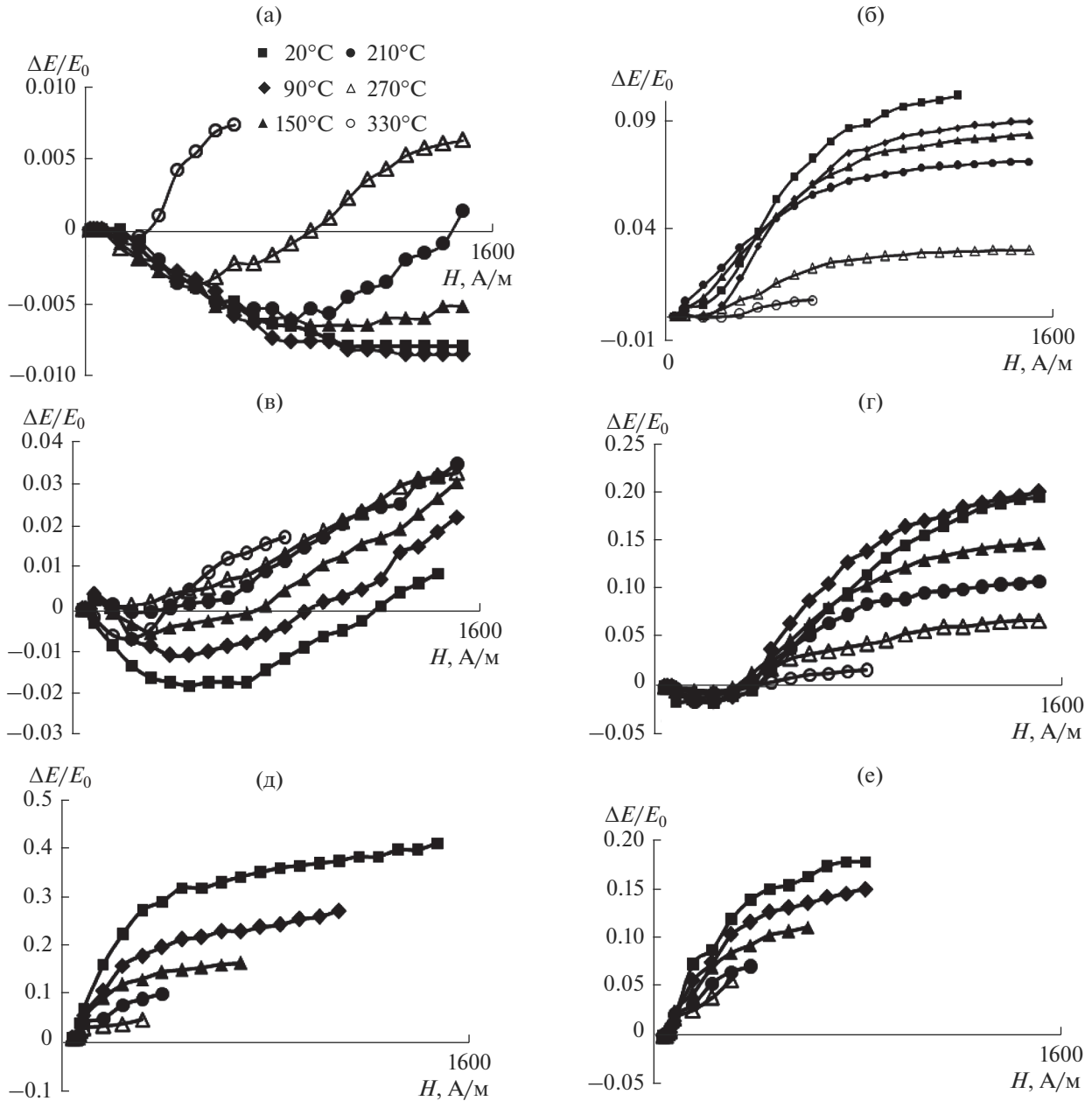


Рис. 2. Полевые зависимости ΔE -эффекта для проволочных образцов $\text{Fe}_{75}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$, прошедших предварительную обработку током плотностью $j = 0$ (а, б), 3.98×10^7 (в, г), $4.24 \times 10^7 \text{ A/m}^2$ (д, е), при одновременном приложении растягивающих напряжений $\sigma_{pre} = 2.17 \times 10^8 \text{ Па}$: а, в, д – нагрев, б, г, е – охлаждение проволоки.

Обработка электрическим током с максимальной плотностью $j = 4.42 \times 10^7 \text{ A/m}^2$ ($\Delta l/l_0 = 1.83\%$) приводит к реализации только положительного ΔE -эффекта (до $\Delta E/E_0 = 0.4$) при всех температурах нагрева (рис. 2д). При этом с ростом t значение $\Delta E/E_0$ уменьшается. При дальнейшем охлаждении проволочных образцов до комнатной температуры значение положительного ΔE -эффекта остается меньшим чем до нагрева (рис. 2е).

Рассмотрим влияние пластической деформации $\Delta l/l_0$ на магнитные параметры исследованных образцов. На рис. 3 приведены петли гистерезиса пластически деформированных проволок, обработанных при различных значениях j . Проволочные образцы подвергались термоциклированию в интервале температур от 20 до 270°C.

Как следует из полученных зависимостей, ход петель гистерезиса образцов зависит от величины j . С ростом j вплоть до значения $j = 4.33 \times 10^7 \text{ A/m}^2$

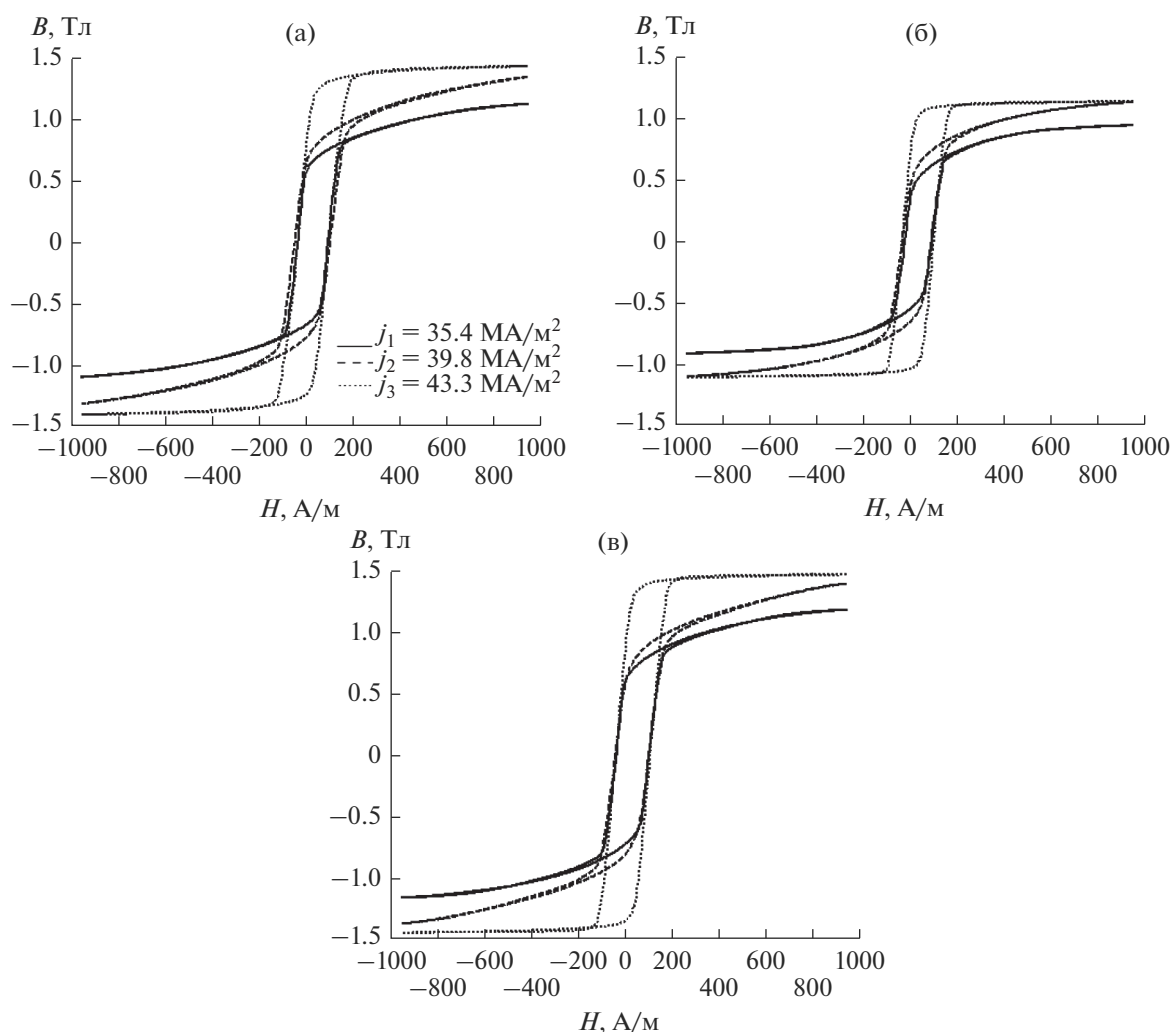


Рис. 3. Петли гистерезиса проволочных образцов $\text{Fe}_{75}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$, прошедших обработку электрическим током различной плотности j при одновременном приложении растягивающих напряжений $\sigma_{pre} = 2.17 \times 10^8$ Па ($\Delta l/l_0 = 0\text{--}1.83\%$): $t = 20^\circ\text{C}$ (до нагрева) (а), 270°C (б), 20°C (после охлаждения) (в).

($\Delta l/l_0 = 1.50\%$) происходит возрастание остаточной индукции B_r (рис. 3). При дальнейшем увеличении j до 4.42×10^7 А/м² ($\Delta l/l_0 = 1.83\%$) величина B_r несколько уменьшается.

Из полученных зависимостей $B(H)$ следует, что с ростом $\Delta l/l_0$ уменьшается значение поля магнитного насыщения проволок. Если при $\Delta l/l_0 = 0$ или при относительно малых значениях $\Delta l/l_0$ (0.17%) зависимости $B(H)$ характерны для двухэтапного процесса перемангничивания проволочных образцов (область относительно малых $H \approx 0\text{--}200$ А/м и область более высоких магнитных полей $H > 200$ А/м), то наведение более высоких значений $\Delta l/l_0$ приводит к одноэтапному процессу намагничивания.

Рост температуры до 270°C в цикле нагрев–охлаждение вызывает уменьшение B_r образцов, но

дальнейшее их охлаждение до комнатной температуры возвращает B_r к первоначальному значению.

Приложение растягивающих напряжений к проволочным образцам в диапазоне σ от 0 до 1.65×10^8 Па в процессе измерения петель гистерезиса ведет к увеличению B_r (рис. 4).

Наибольшие изменения B_r наблюдаются для недеформированных проволочных образцов и образцов с относительно малым значением $\Delta l/l_0$ (0.17%). При дальнейшем увеличении j изменения B_r под действием σ уменьшаются. Рост температуры нагрева образцов (рис. 3б, 3г, 3е) также приводит к уменьшению изменений B_r под действием σ .

Согласно ранее развитым представлениям [8–10], доменная структура быстрозакаленных металлических проволочных образцов имеет неоднородный характер и состоит из двух областей с различ-

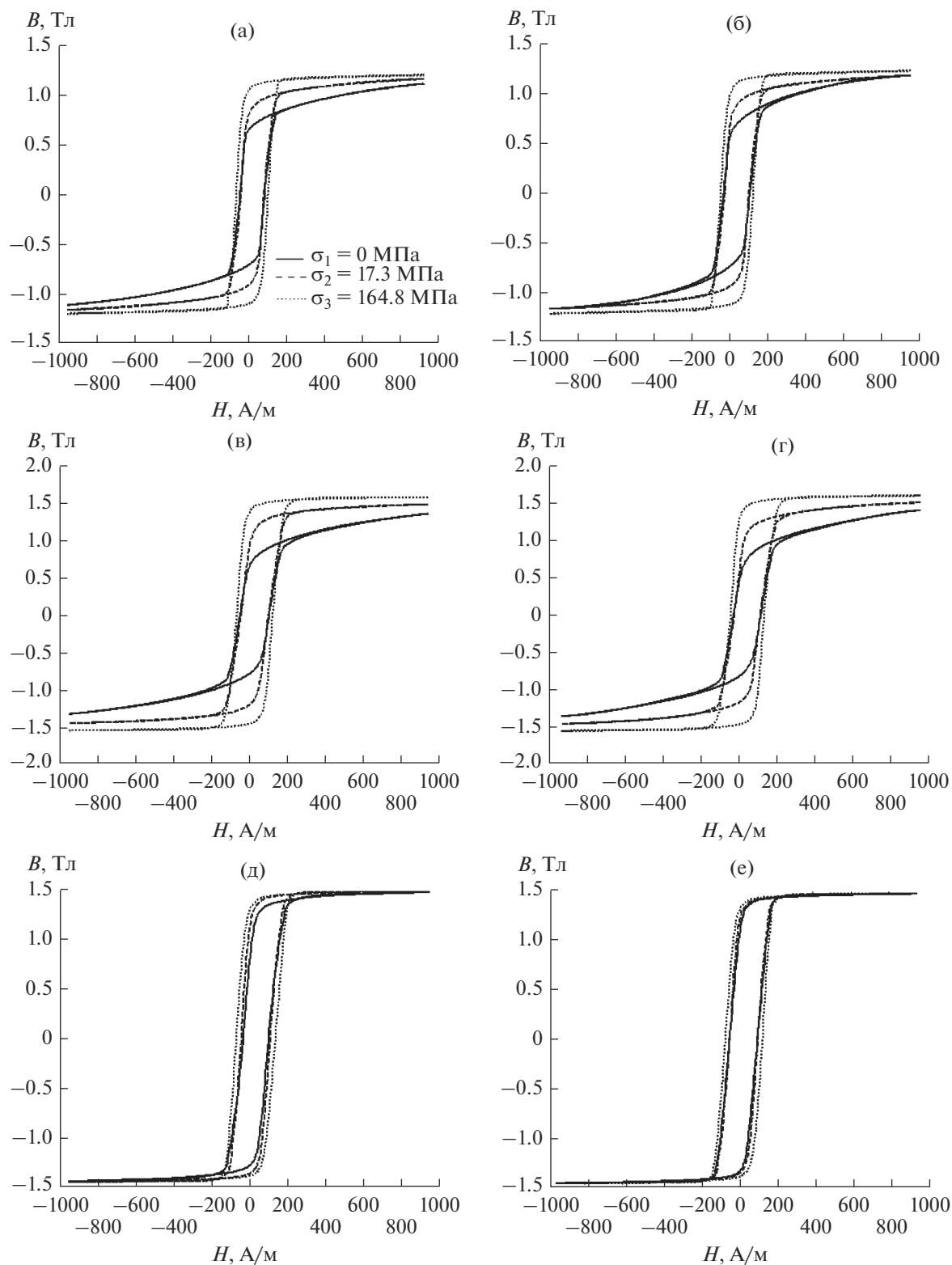


Рис. 4. Петли гистерезиса проволочных образцов $\text{Fe}_{75}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$, прошедших обработку электрическим током различной плотности j при одновременном воздействии растягивающих напряжений $\sigma_{\text{пре}} = 2.17 \times 10^8$ Па: $j = 3.54 \times 10^7$ (а, б), 3.98×10^7 (в, г), 4.33×10^7 А/м² (д, е); величины упругих растягивающих напряжений σ в процессе измерений представлены на рис. 4а; $t = 20^\circ\text{C}$ (а, в, д), 270°C (б, г, е).

ным распределением намагниченности: ядра (core) и приповерхностной области (outer shell). В ядре быстрозакаленного образца намагниченность ориентирована вдоль его оси. Если константа магнитострикции проволоки $\lambda_s > 0$ (образцы на основе железа), то намагниченность в ее приповерхностной области ориентирована радиально к оси образца.

На процессы перестройки доменной структуры в проволочных образцах на основе железа под действием магнитного поля влияние оказывает ряд факторов, связанных с неоднородным характером распределения намагниченности. Среди этих факторов наиболее существенны следующие:

1) величины радиуса R ядра и приповерхностной области образца [8];

2) магнитоупругое взаимодействие ядра и приповерхностной области образца [9];

3) степень однородности аксиальной магнитной анизотропии в области ядра образца [10].

Перечисленные факторы могут влиять на ход полевых зависимостей ΔE -эффекта в быстрозакаленных проволочных образцах на основе железа с наведенной пластической деформацией. Изменение температуры нагрева проволочных образцов в процессе измерений ΔE -эффекта влияет на намагниченность насыщения, константу магнитострикции, поле наведенной предварительной обработкой анизотропии и, как следствие этого, на механизмы процесса перестройки доменной структуры проволочных образцов и ход полевых зависимостей ΔE -эффекта.

Наличие отрицательного ΔE -эффекта в образцах с малой пластической деформацией свидетельствует о том, что в интервале относительно слабых магнитных полей в их приповерхностной области изменяется направление намагниченности [11]. В связи с этим можно утверждать, что в образцах с относительно малой наведенной пластической деформацией в приповерхностной области реализуется радиальная магнитная анизотропия. Вместе с тем, наведение даже относительно небольшой пластической деформации приводит к смещению максимума абсолютного значения отрицательного ΔE -эффекта в область меньших магнитных полей, что свидетельствует об уменьшении величины поля радиальной магнитной анизотропии. При этом чем больше величина наводимой пластической деформации, тем при меньшем значении поля достигается максимум модуля отрицательного ΔE -эффекта. При высоких значениях $\Delta l/l_0$ отрицательный ΔE -эффект исчезает, что свидетельствует о полном подавлении радиальной анизотропии в приповерхностной области и преобладающей роли процесса смещения доменных границ в намагничивании исследованных образцов. Об этом свидетельствуют и результаты измерений остаточной индукции B_r , полученные при прове-

дении цикла нагрев–охлаждение исследованных проволочных образцов (рис. 5).

Величина B_r быстрозакаленных ферромагнитных проволочных образцов определяется радиусом ядра R [12]

$$B_r/B_s = (R/r)^2, \quad (1)$$

где r – радиус образца. Таким образом, как следует из полученных результатов, наведение пластической деформации приводит к увеличению радиуса ядра образца и уменьшению размеров приповерхностной области. Вместе с тем, проводимая предварительная обработка проволочных образцов является термомеханической обработкой, поэтому наводимая ось легкого намагничивания должна ориентироваться перпендикулярно линии приложения растягивающих напряжений [12]. Как следствие этого, с ростом j и $\Delta l/l_0$ объем приповерхностной области образца должен увеличиваться, а значение B_r уменьшаться. Следовательно, экспериментальные результаты (рис. 5) не согласуются с ранее развитыми представлениями [13] о механизмах наведения магнитной анизотропии при проведении термомеханической обработки.

Причины этого несоответствия можно объяснить следующим образом. Быстрозакаленные проволочные образцы на основе железа в необработанном состоянии обладают высоким уровнем внутренних закалочных напряжений $\sigma_{int} \sim 10^8$ Па [12], что с учетом значения их константы магнитострикции $\lambda_s \approx (25-30) \times 10^{-6}$ дает величину плотности магнитоупругой энергии $\epsilon_{m.e} \sim \lambda_s \sigma_{int} \sim 10^3-10^4$ Дж/м³. В процессе наведения пластической деформации происходит релаксация внутренних закалочных напряжений. В свою очередь релаксация закалочных напряжений приводит к уменьшению магнитоупругой анизотропии, обусловленной σ_{int} , и переориентации намагниченности в приповерхностной области по длине образца под действием эффекта анизотропии формы [14]. При больших значениях $\Delta l/l_0$ радиус R ядра приближается к значению радиуса образца r . При этом основным процессом перестройки доменной структуры становится смещение доменных границ в ядре образца и чувствительность магнитных характеристик к действию растягивающих напряжений уменьшается.

Проведем оценку изменения константы K_r радиальной магнитной анизотропии приповерхностной области образца в виде проволоки при изменении $\Delta l/l_0$.

Величина B_r определяется процессами перестройки магнитной доменной структуры в ядре проволочного образца. Поэтому вклад в величину магнитной индукции $B_{o,sh}$ от намагничивания приповерхностной области образца с радиальным распределением намагниченности объемом

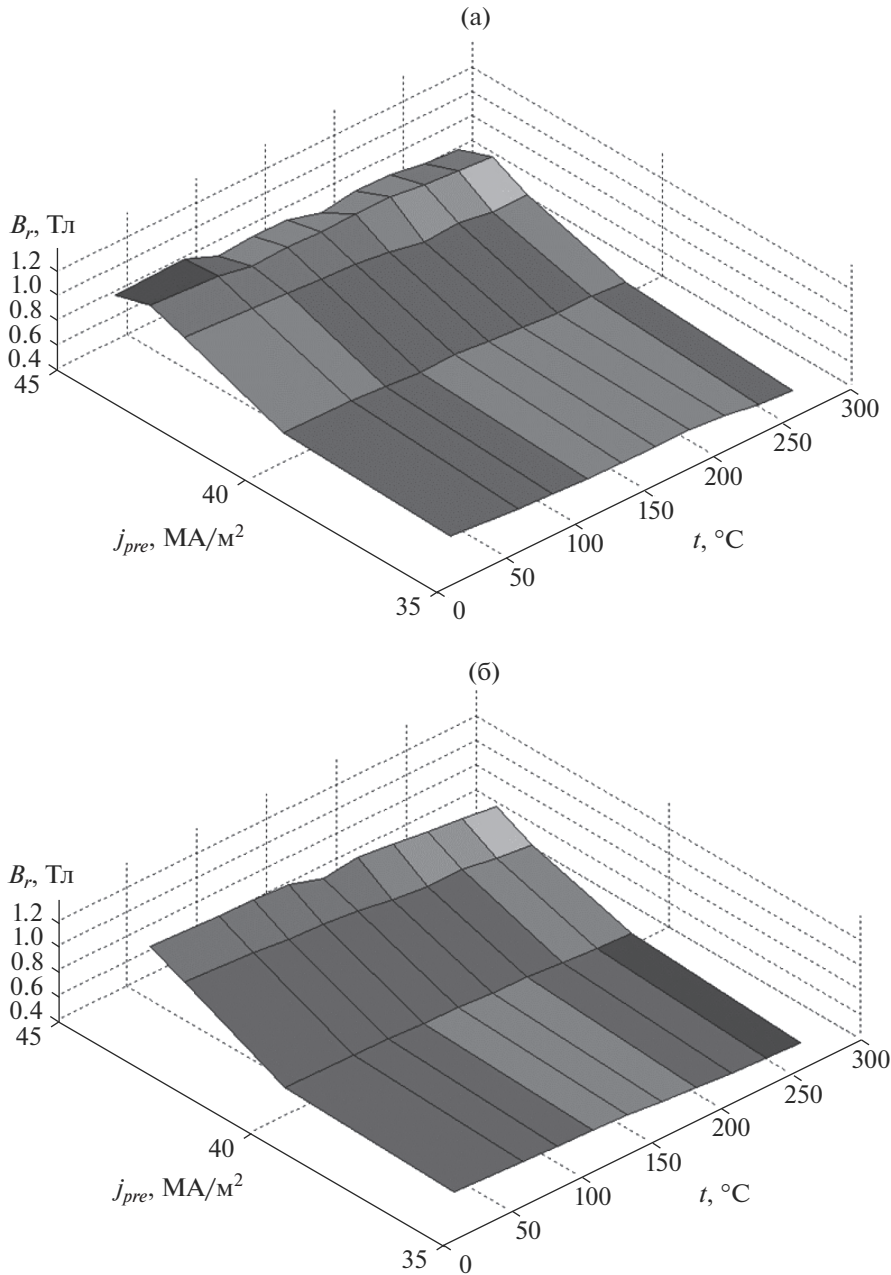


Рис. 5. Зависимости остаточной индукции B_r проволочных образцов $\text{Fe}_{75}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$ от плотности электрического тока обработки j при растягивающих напряжениях $\sigma_{pre} = 2.17 \times 10^8$ Па и температуры измерений: а – нагрев от до 270°C , б – охлаждение от 270 до 20°C .

$V_{o.sh} = \pi(r - R)^2 l$, где l – длина образца, может быть по аналогии с развитыми в работе [15] представлениями записан как

$$B_{o.sh} = B_s - B_r = \left(B_s^2 H_s / 2 K_r \mu_0 \right) (V_{o.sh} / V_w), \quad (2)$$

где H_s – магнитное поле, соответствующее индукции насыщения B_s , $\mu_0 = 1.26 \times 10^{-6}$ – магнитная проницаемость вакуума, $V_w = \pi r^2 l$ – объем проволочного образца. Из выражения (2) с учетом (1) получим следующее выражение для величины K_r :

$$K_r = \left[B_s^2 H_s / 2 (B_s - B_r) \mu_0 \right] (1 - (B_r / B_s)^{1/2})^2. \quad (3)$$

Увеличение остаточной индукции B_r с ростом $\Delta l / l_0$ приводит к увеличению первого множителя и уменьшению второго множителя в выражении (3). При этом второй множитель в (3) быстрее уменьшается с ростом B_r , чем увеличивается первый. Данное обстоятельство приводит к уменьшению константы K_r радиальной анизотропии с ростом величины пластической деформации $\Delta l / l_0$ (рис. 6).

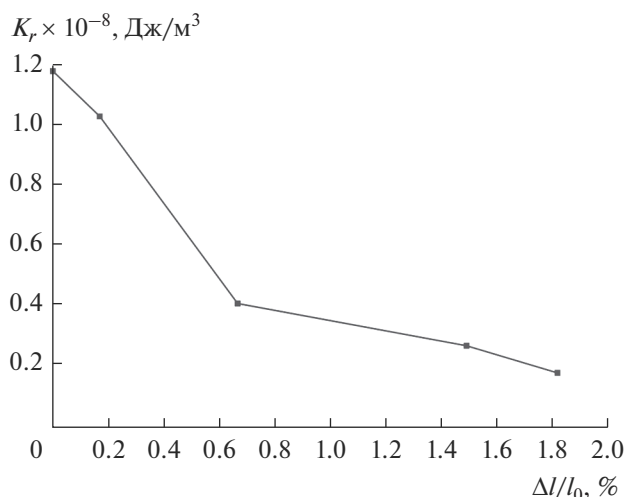


Рис. 6. Оценочная зависимость константы K_r радиальной анизотропии проволочных образцов $\text{Fe}_{75}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$ от наведенной пластической деформации $\Delta l/l_0$.

Следует отметить особенность на зависимости $K_r(\Delta l/l_0)$ — наличие двух линейных участков с разным наклоном. Такая зависимость $K_r(\Delta l/l_0)$ свидетельствует о двухстадийном процессе изменения радиальной анизотропии приповерхностной области и, как следствие этого, изменения приповерхностной магнитной доменной структуры проволочного образца при наведении пластической деформации.

Увеличение температуры нагрева проволочного образца должно приводить к изменению отношения объема ядра к объему приповерхностной области, ослаблению магнитоупругой связи между ядром и приповерхностной областью и уменьшению неоднородности анизотропии в ядре проволоки. Такой результат обусловлен релаксацией внутренних напряжений в результате нагрева образца. В том случае, если в результате наведения пластической деформации в быстрозакаленных проволочных образцах релаксация внутренних напряжений уже произошла, изменение температуры образца в цикле нагрев—охлаждение не должно приводить к заметным изменениям магнитных параметров.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

На основании проведенных исследований можно сделать следующие выводы о характере изменения магнитных и магнитоупругих параметров быстрозакаленных проволочных образцов состава $\text{Fe}_{75}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$ при наведении в них пластической деформации.

В исследованных образцах возникновение пластических деформаций приводит к изменению хо-

да полевой зависимости ΔE -эффекта (переход от отрицательного ΔE -эффекта к положительному), что обусловлено ростом объема ядра проволочных образцов и увеличением вклада процесса смещения доменных границ при намагничивании. При этом с ростом температуры нагрева образца абсолютная величина ΔE -эффекта уменьшается, что связано с уменьшением индукции насыщения, константы магнитострикции и разрушением наведенной закалочными напряжениями магнитной анизотропии. Вместе с тем, наведение пластической деформации сопровождается релаксацией внутренних закалочных напряжений. При этом магнитные и магнитоупругие параметры проволочных образцов становятся более стабильными к изменению температуры.

С ростом величины пластических деформаций увеличивается остаточная индукция B_r проволоки, что связано с ростом объема их ядра, перемагничивающегося смещением доменных границ. Недеформированные проволочные образцы или образцы с относительно малым значением пластической деформации наиболее чувствительны к действию растягивающих напряжений, прикладываемых в процессе измерения магнитных параметров. В быстрозакаленных металлических проволочных образцах с высоким значением наведенной пластической деформации величина остаточной индукции и ее чувствительность к действию растягивающих напряжений уменьшаются. Такое поведение остаточной индукции обусловлено уменьшением поля радиальной анизотропии образцов при наведении пластической деформации.

БЛАГОДАРНОСТЬ

Выполнение работы поддержано Госзаданием РФ (проект № 3.1941.2017/ПЧ).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Глезер А.М. Принципы создания многофункциональных конструкционных материалов нового поколения // Успехи физ. наук. 2012. Т. 182. № 5. С. 559–566.
2. Андриевский Р.А., Глезер А.М. Прочность наноструктур // Успехи физ. наук. 2009. Т. 179. № 4. С. 337–358.
3. Глезер А.М., Шурыгина Н.А. Аморфно-нанокристаллические сплавы. М.: Физматлит, 2013. 452 с.
4. Гаврилюк А.А., Морозова Н.В., Семенов А.Л., Морозов И.Л., Гаврилюк А.В., Голыгин Е.А., Зубрицкий С.М., Кокорин В.И. Влияние пластической деформации на магнитные свойства быстрозакаленных металлических проволок на основе кобальта // Дефектоскопия. 2018. № 9. С. 41–46.
5. Морозова Н.В., Гаврилюк А.А., Семенов А.Л., Зубрицкий С.М., Морозов И.Л., Гаврилюк А.В., Голыгин Е.А. Влияние пластической деформации на магнитные

- свойства быстрозакаленных металлических проволок $\text{Co}_{66}\text{Fe}_4\text{Ta}_{2.5}\text{Si}_{12.5}\text{B}_{15}$ // Неорган. материалы. 2019. Т. 55. № 2. С. 148–153.
6. Abe Y., Miyazawa K., Nakamura M., Ohashi T. Behavior of Metal Jet in the in-Rotatingwater Spinning Method // ISIJ International. 1987. V. 27. № 1. P. 929–935.
 7. Savage H. T., Clark A. E., Powers I. M. Magnetomechanical Coupling and ΔE -Effect in Highly Magnetostrictive Rare-Earth- Fe_2 Compounds // IEEE Trans. Magn. 1975. V. 11. P. 1355–1357.
 8. Гаврилюк А.В., Гаврилюк А.А., Ковалева Н.П., Моховиков А.Ю., Семенов А.Л., Гаврилюк Б.В. Магнитные свойства аморфных металлических проволок $\text{Fe}_{75}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$ // ФММ. 2006. Т. 101. № 5. С. 21–26.
 9. Гаврилюк А.А., Семенов А.Л., Голыгин Е.А., Гафаров А.Р., Морозова Н.В., Гаврилюк А.В. Влияние температуры на ΔE -эффект в аморфных металлических проволоках $\text{Fe}_{75}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$ // Физика металлов и металловедение. 2014. Т. 115. № 9. С. 921.
 10. Гаврилюк А.А., Гаврилюк А.В., Морозов И.Л., Турик Н.В., Гаврилюк Б.В., Семиров А.В., Семенов А.Л. Магнитная структура и механизмы перемангничивания ядра быстрозакаленной ферромагнитной проволоки // Изв. вузов. Физика. 2008. № 2. С. 64–71.
 11. Турик Н.В. Динамические магнитные и магнитоупругие свойства аморфных металлических проволок состава $\text{Fe}_{75}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$ и лент состава $\text{Fe}_{64}\text{Co}_{21}\text{B}_{15}$: Дис. ... канд. хим. наук. Иркутск: ИГУ, 2009. 163 с.
 12. Bordin G., Buttino G., Poppi M. Bending Effects and Temperature Dependence of Magnetic Properties in Fe-Rich Amorphous Wire // J. Magn. Magn. Mater. 2001. V. 233. P. 187–194.
 13. Лесник А.Г. Наведенная магнитная анизотропия. Киев: Наук. думка, 1976. 211 с.
 14. Тикадзуми С. Физика ферромагнетизма. Магнитные характеристики и практические применения. М.: Мир, 1987. 416 с.
 15. Kobacoff L. T. Thermal, Magnetic and Magnetomechanical Properties of Metglass 2605 S2 and S3 // IEEE Trans. Magn. 1982. V. 53. № 11. P. 8098–8900.