

05,01

## Магнитная доменная структура и термостабилизация зон лазерного воздействия в магнитомягких материалах

© В.И. Пудов, Ю.Н. Драгошанский

Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН,  
Екатеринбург, Россия

E-mail: pudov@imp.uran.ru; drago@imp.uran.ru

(Поступила в Редакцию 12 мая 2015 г.)

Исследовано комплексное воздействие лазерной обработки и введенных мелкодисперсных примесных слабомагнитных дефектов на основе Mg–P–В на магнитную структуру и физические свойства анизотропных электротехнических материалов. Выявлены особенности изменения типа и поведения магнитной доменной структуры при разных видах деформационных воздействий — лазерном облучении, скрайбировании и введении дефектов-включений. Определены физическая основа и оптимальные условия повышения температурной устойчивости зон локальной лазерной обработки магнитомягких сплавов. Полученные результаты открывают перспективы снижения магнитных потерь в магнитомягких сплавах и получения магнитных материалов с высоким уровнем физико-механических свойств, более устойчивых к условиям эксплуатации.

Работа частично поддержана программой УрО РАН „Фундаментальные проблемы физического материаловедения и электрофизики“ (проект № 15-17-2-53).

### 1. Введение

Для развития электротехники и электроники требуется постоянное совершенствование физических свойств магнитомягких материалов, в частности, широко используемых электротехнических сталей. Поэтому при производстве современных анизотропных электротехнических сталей на основе Fe–Si путем прокаток и термообработок повышают степень совершенства ребровой кристаллографической текстуры (110)[001], увеличивая вдоль оси [001] ленты магнитную проницаемость и индукцию. Однако при этом вырастают крупные кристаллы и уменьшаются магнитные поля рассеяния над ними. В результате формируются магнитные полосовые 180-градусные домены большой ширины (~ 1 mm). При перемагничивании материала это приводит к увеличению скорости смещения доменных границ, и следовательно, к возрастанию магнитных потерь за счет роста их вихретоковой составляющей  $P_{ce}$  до 80% от полных магнитных потерь [1,2]. Ленты аморфных и нанокристаллических сплавов на основе Fe–Si с продольной одноосной магнитной анизотропией также имеют большие домены и магнитные потери.

В связи с этим возникает первоочередная задача нахождения и развития эффективных физических методов и технологий, направленных на уменьшение ширины основных полосовых магнитных доменов в текстурованных электротехнических материалах, в том числе в широко используемых железо-кремнистых сталях с ребровой кристаллографической текстурой.

### 2. Кристаллическая и магнитная структуры стали при локальных деформациях

Перспективное решение проблемы снижения магнитных потерь в анизотропных крупнозернистых электротехнических сталях и аморфных магнитомягких сплавах за счет уменьшения ширины магнитных доменов связано с изменением их структуры в узких зонах. Зоны по химическому составу, текстуре, выделениям второй фазы или деформационному состоянию отличаются от структуры основного материала [3–7]. Такие зоны создают способом скрайбирования (scratching) [5] и наиболее технологичным способом модификации поверхности сплавов — локальной лазерной обработкой (ЛЛО). В зонах лазерного воздействия, расположенных с промежутками меньшими размера кристаллов и ориентированных поперек оси текстуры, за счет быстрого нагрева и охлаждения материала возникают сжимающие напряжения, а в межзонных промежутках — растягивающие напряжения. В процессе последующих отжигов в узких зонах тепловой лазерной деформации формируются цепочки зерен критических размеров, служащие при дальнейшей термообработке структурными барьерами для аномального роста вторичных зерен с кристаллографической ориентацией (110)[001]. Создавая барьеры с определенными небольшими промежутками (~ 5 mm) на поверхности стальной ленты, задают положение границ вторичных зерен необходимой ребровой ориентации поверхности, а следовательно, и малые размеры связанных с ними полосовых доменов [8].

Однако получение таким способом зерен небольших размеров, как и при иных способах их измельчения [9,10], не сопровождается достижением высокой степени ребровой кристаллографической текстуры (индукция в поле 2500 А/м,  $B_{25} = 1.90$  Т, что соответствует значительному, на  $5-7^\circ$ , отклонению кристаллитов от идеальной ребровой ориентации [11]). Поэтому и при малых размерах доменов не обеспечивается достаточно низкий уровень магнитных потерь: при толщине ленты 0.35 мм, частоте перемагничивания 50 Hz и амплитудах индукции 1.5 и 1.7 Т магнитные потери составляют в среднем соответственно 1.06 и 1.40 W/kg, при вихретоковой составляющей  $\sim 80\%$  (свойства не выше, чем у средней марки стали 3406).

Как показано экспериментально, более значительного снижения магнитных потерь с помощью локальной лазерной обработки можно достигнуть в изготовленной крупнозернистой электротехнической стали с высокой степенью совершенства ее ребровой кристаллографической текстуры (индукция  $B_8$  в магнитном поле 800 А/м равна  $\sim 1.92$  Т и более). В таком магнитно-одноосном материале преобладает структура продольных полосовых  $180^\circ$  доменов при малой доле замыкающих доменов с поперечной ориентацией намагниченности [12]. Замыкающие домены препятствуют движению основных доменных границ при перемагничивании [2], но практически полностью исчезают под действием растяжения, создаваемого лазерным облучением в межзонных промежутках [13]. При этом создание деформированных лазером зон приводит к дроблению основных полосовых доменов и к созданию дополнительных клиновидных замыкающих доменов — динамических зародышей перемагничивания. Эти изменения доменной структуры в лентах стали со средним отклонением намагниченности зерен от поверхности ленты в  $2-3^\circ$  (индукция  $B_8$  равна соответственно 1.96 и 1.92 Т) приводят к снижению магнитных потерь на 20–30% за счет уменьшения их вихретоковой составляющей [14–18]. Это снижение магнитных потерь определяется не только механизмом уменьшения ширины основных доменов при их дроблении и растяжении в образцах лазерным воздействием [13,19], но также и увеличением при этом числа активных доменных границ [20], особенно в случае их дестабилизации термомагнитной обработкой образца в переменном магнитном поле высокой частоты [21].

Однако, для изготовления трансформаторных магнитопроводов обработанные листы электротехнической стали подвергают резке на отдельные элементы или на узкую ленту, а затем отжигают их для снятия краевого наклепа. В результате этого отжига эффект от лазерной обработки стали снижается при температурах 600–650°C в 2 раза, а при 800–850°C полностью исчезает. Причиной этого является релаксация сжимающих напряжений в зонах лазерной обработки и вызванных ими нарушений однородной намагниченности с их магнитными полями рассеяния. Поэтому восстановление

однородного распределения намагниченности в материале, происходящее в результате отжига, сопровождается и восстановлением его исходной широкодоменной магнитной структуры, существовавшей до лазерной обработки, а, следовательно, возвращает к исходному уровню магнитных потерь.

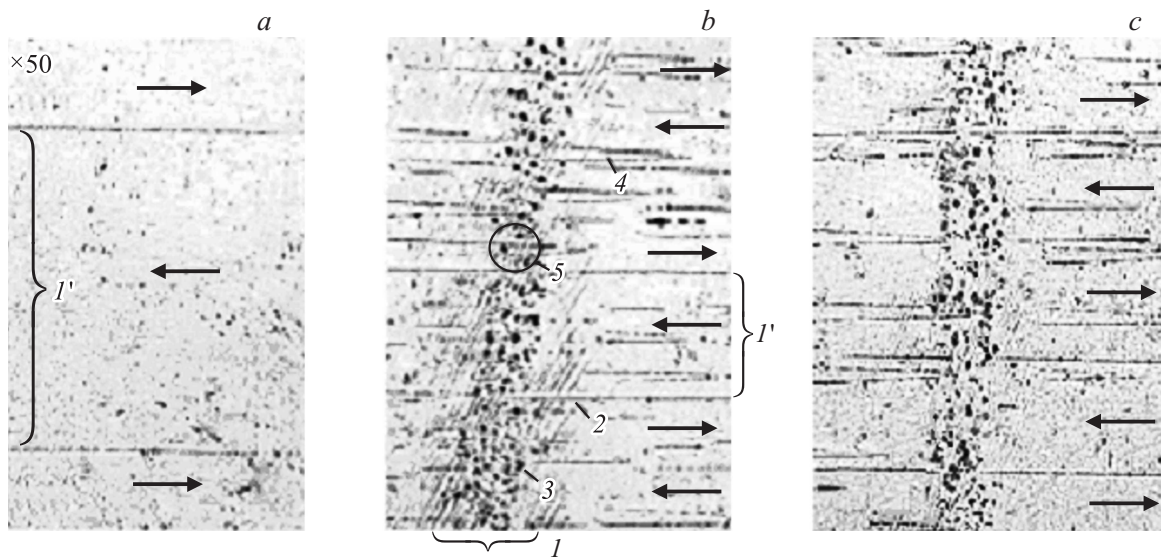
Перспективное решение этой проблемы, на наш взгляд, связано с введением лазерным воздействием мелкодисперсных примесных дефектов, сформированных из слабомагнитных веществ, в пластически деформируемые зоны обработки [22,23].

### 3. Материалы и методика эксперимента

Эффект термостабилизации зон лазерного воздействия примесными веществами — дефектами исследовали на образцах широко используемой листовой анизотропной электротехнической стали наиболее массовой марки 3407 толщиной 0.27 мм и на лентах магнитомягкого аморфного сплава  $Fe_{81}Si_7B_{12}$  толщиной 20–24  $\mu\text{m}$ , шириной 5–10 мм. Продольные трансполикристаллитные полосовые  $180^\circ$  домены данной текстурованной стали с индукцией  $B_8 = 1.89$  Т, как и продольные  $180^\circ$  домены лент аморфного сплава, имели ширину  $\sim 1$  мм (см. рис. 1, а). В качестве основы дефектов применяли вводимые мелкодисперсные слабомагнитные вещества, имеющие намагниченность насыщения 100–300 Г, например, бор, содержащий магний-фосфат в составе покрытия или в виде порошка, насыпаемого на поверхность стальных листов, а также другие слабомагнитные вещества. Для обработки образцов применяли лазер с длиной волны 10.46  $\mu\text{m}$ . На образцах стали локальное лазерное облучение в этом случае создавало поперечные узкие зоны сжатия [13], содержащие полосы скольжения, достаточное количество отдельных слабомагнитных дефектов в поверхностном слое и замыкающие домены — зародыши перемагничивания вблизи зон (рис. 1, б). После лазерной обработки проводили технологические отжиги образцов стали в диапазоне температур 500–800°C, необходимые для изготовления элементов конструкции трансформаторных магнитопроводов. Магнитные потери в образцах до и после их обработки измеряли в замкнутой магнитной цепи с помощью магнитоизмерительной установки МК-4Э с относительной погрешностью  $\pm 4\%$ . Магнитную доменную структуру на их поверхностях наблюдали с помощью магнитооптического эффекта Керра и метода порошковых фигур.

### 4. Результаты экспериментов и их обсуждение

В лентах стали, обработанных лазером и подвергнутых высокотемпературной термической обработке, происходит релаксация сжимающих напряжений, созданных



**Рис. 1.** *a* — Доменная структура образца электротехнической стали до воздействия ЛЛО.  $1'$  — ширина магнитного домена,  $\leftarrow$  — направление намагниченности основных полосовых  $180^\circ$  доменов. *b* — Доменная структура образца электротехнической стали после воздействия ЛЛО и примесных веществ-дефектов.  $1$  — зона локально лазерной обработки,  $2$  — полосы скольжения плоскостей кристаллической решетки в зоне термической деформации (сжатия) образца,  $3$  — примесные вещества-дефекты,  $4$  — замыкающие  $90^\circ$  домены вблизи зон ЛЛО,  $5$  — область с малым количеством примесных веществ. *c* — Доменная структура образца после  $700^\circ\text{C}$  отжига, удалившего полосы скольжения.

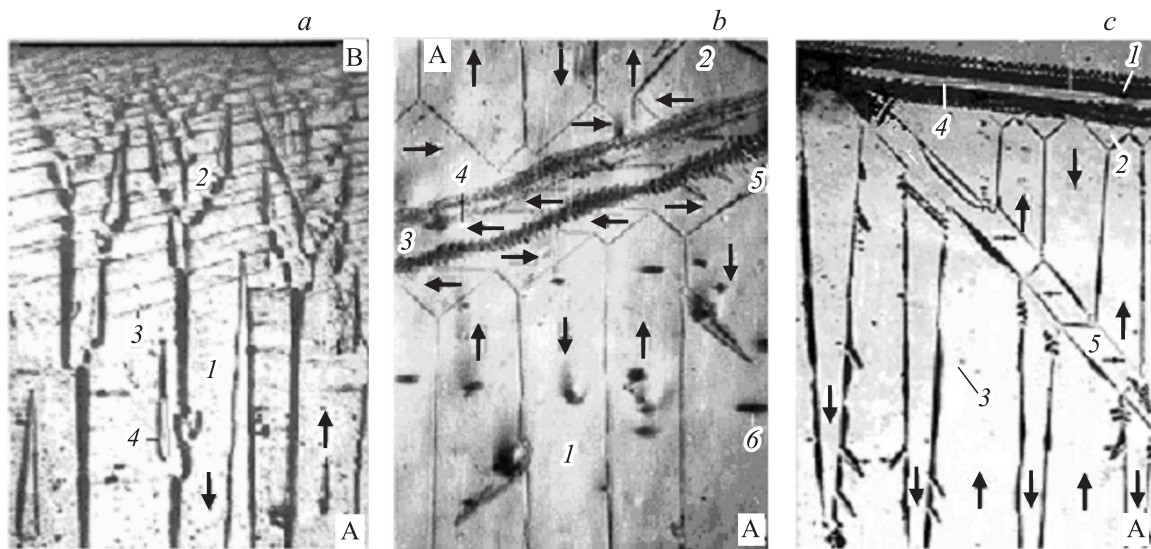
лазерным облучением, и уменьшается ширина зоны, занятой полосами скольжения (рис. 1, *b, c*). При этом остаточные напряжения сжатия в напряженных зонах лазерного воздействия и локальные напряжения вблизи введенных лазером слабомагнитных частиц, вызванные различием коэффициентов теплового расширения сплава и введенных в него включений, нарушая однородность намагниченности, создают магнитные поля рассеяния и перестройку магнитной доменной структуры. В кристаллах типа (110) эти факторы приводят к изменению характера магнитной анизотропии с перестройкой основных полосовых  $180^\circ$  доменов ( $1$ ) с продольной намагниченностью по оси текстуры  $[001]$  в структуру комплексов замыкающих доменов ( $2$ ) с внутриобъемными доменами [12], намагниченными поперечно к оси текстуры, вдоль и против кристаллографических направлений легкого намагничивания  $[010]$  и  $[100]$ . Это доменная структура типа *B*, пронизанная полосами скольжения ( $3$ ) (рис. 2, *a*). А в межзонных промежутках происходит дробление основных  $180^\circ$  полосовых доменов ( $1$ ) в результате уменьшения их длины вдоль направления  $[001]$  и роста клиновидных и каплевидных замыкающих доменов — динамических зародышей перемагничивания ( $4$ ) вблизи деформированных зон.

В оптимальном режиме обработки (ширина зоны деформации  $\sim 0.2\text{ mm}$ , межзонные промежутки  $5\text{ mm}$ , удельная мощность лазерного излучения  $\sim 2.0\text{ kW/cm}^2$ , продольная составляющая плоскостного растяжения от покрытия  $\sim 8\text{ MPa}$ ) ширина полосовых доменов уменьшается в 3 раза.

Практически такое же уменьшение ширины доменов наблюдается и на противоположной, необработанной лазером, поверхности, так как структура полосовых доменов в лентах толщин  $0.23\text{--}0.27\text{ mm}$  оказывается сквозной.

Как показывают результаты исследования, в лентах стали большей толщины ( $0.35\text{--}0.50\text{ mm}$ ) следует использовать большую мощность лазерного излучения ( $\sim 3.0\text{ kW/cm}^2$ ), что создает заметный изгиб ленты. Она становится вогнутой со стороны лазерного воздействия, несмотря на наличие растягивающих напряжений в межзонных промежутках [24,25]. В этом случае следует использовать лазерное воздействие одновременно на обе поверхности ленты стали.

Аналогичная перестройка доменной структуры при локальной деформации и последующем отжиге происходит и в кристаллах Fe—Si с кубической (100) кристаллографической ориентацией поверхности. Вблизи поверхности таких кристаллов расположены два направления легкого намагничивания типа  $[001]$  и  $[010]$ . После поперечного скрайбирования и отжига на их поверхности четко видны (рис. 2, *b*) в межзонных промежутках  $180^\circ$  домены ( $1$ ) продольной намагниченности по оси  $[001]$  и призматические замыкающие домены ( $2$ ) поперечной намагниченности вблизи зон деформации ( $3$ ), а также  $180^\circ$  поперечно намагниченные домены ( $4$ ) внутри деформированной зоны, локально растянутой в поперечном направлении  $[010]$  при нанесении царапины. На боковых краях деформированных зон ( $3$ ) могут возникать цепочки мелких доменов ( $5$ ), с намагни-



**Рис. 2.** *a* — Структура полосовых  $180^\circ$  доменов (1) типа А, переходящая в комплексы треугольных замыкающих доменов (2) поперечной намагниченности (структура типа В) в деформированной лазером зоне с полосами скольжения (3) на поверхности типа (110) кристалла Fe–3%Si, замыкающие каплевидные и клиновидные домены (4), связанные с границами  $180^\circ$  доменов (1); *b* — Структура полосовых  $180^\circ$  доменов типа А (1) с намагниченностью по оси [010], переходящая в комплексы треугольных (призматических) замыкающих  $90^\circ$  доменов (2) с поперечной намагниченностью по оси [001] в деформированной скрайбированной зоне (3) с поперечно ориентированными  $180^\circ$  доменами (4); цепочки мелких замыкающих субобластей (доменов) (5) на боковых краях деформированной зоны с ортогональной ориентацией намагниченности по оси [100] размагниченного кристалла типа (100) после его отжига при  $800^\circ\text{C}$ ; полосы магнитного насыщения (6); *c* — Зарождение мелких цепочечных доменов (1), поперечно намагниченных призматических доменов (2) и продольных  $180^\circ$  доменов (3) в деформированных зонах (4, 5) при снижении напряженности магнитного поля от поля насыщения.  $\leftarrow$  — направление намагниченности доменов.

ченностью, ориентированной по оси [100], вызванные локальным наклоном поверхности и ортогональным растяжением кристалла в этих участках кристалла.

Таким образом, установлено, что создание поперечно ориентированных зон деформации приводит к локальным изменениям магнитной анизотропии кристалла, вызывая перестройку структуры продольно намагниченных доменов в структуру доменов с поперечной ориентацией намагниченности. Зоны деформации с их магнитными полями рассеяния служат источниками зарождения магнитных доменов (рис. 2, *c*) в кристаллах в процессе уменьшения намагничивающего поля от поля насыщения. В начале процесса перемагничивания именно вблизи боковых участков этих зон, где из-за наклона этих участков относительно плоскости поверхности образца возникают наибольшие размагничивающие поля, образуются первыми цепочки мелких доменов, снижая магнитостатическую энергию образца. Затем, при дальнейшем снижении напряженности поля, возникают  $90^\circ$  призматические замыкающие домены, по краям которых, для замыкания их магнитных потоков, возникают клиновидные  $180^\circ$  домены обратной намагниченности (рис. 2, *c*), переходящие в основные полосовые домены продольной намагниченности при дальнейшем снижении магнитного поля. Внутри основных доменов вблизи локальных дефектов-включений формируются отдельные замыкающие субобласти (домены), снижающие в этих

участках рост магнитостатической энергии кристалла, вызванный появлением включений (рис. 2, *b* справа).

Как видно из рис. 2, *c* (верхняя часть), протяженные зоны деформации могут являться не только источниками зарождения доменов типа 1, 2, 3 при перемагничивании, например зона (4), но, локально изменяя магнитную анизотропию образца, также могут вызывать и локальную перестройку магнитной структуры, например, в зоне наклонной полосы легкой деформации (5). При более сильной деформации эти зоны могут вызывать даже задержку роста клиновидных зародышей перемагничивания, ранее возникших вблизи наиболее активных дефектов с большими магнитными полями рассеяния.

Дробление основных доменов лазером или путем скрайбирования и переход, возникающих при зонах деформации, зародышей перемагничивания в основные домены в динамических условиях перемагничивания обеспечивают существенное возрастание числа доменных границ и снижение скоростей их движения, которые определяют величину вихретоковой составляющей и полных магнитных потерь в материале (табл. 1).

Из этой таблицы видно, что комплексное воздействие ЛЛО и частичного расплава примесных дефектов на кристаллическую и магнитную структуру исследуемых образцов стали (рис. 1), подвергнутых в последующей обработке отжигу при температуре  $700^\circ\text{C}$ , сохраняет почти полную величину эффекта снижения потерь (13%),

**Таблица 1.** Магнитные потери и их изменение после скрайбирования и ЛЛЮ с последующим отжигом при различных температурах

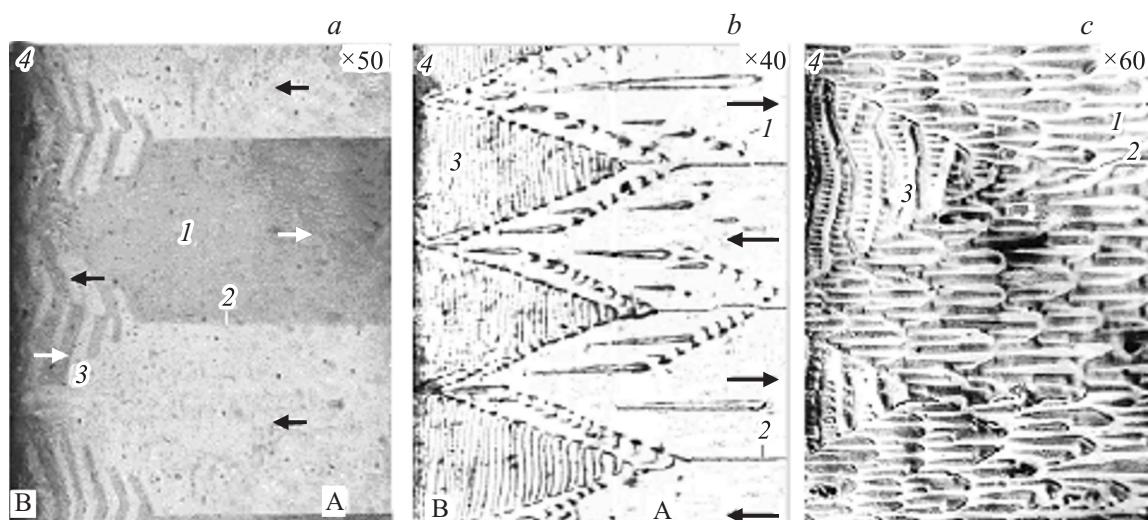
Покрытие	Свойство	Магнитные потери и их изменение						
		При состояниях			При температурах отжига (°C) после ЛЛЮ			
		Исходное	ЛЛЮ	Скрайбирование	500	600	700	800
Обычное Mg–P–B	$P_{1.7/50}$ , W/kg	1.18	1.01	1.04	1.00	1.04	1.10	1.14
	Изменение, %	–	14.5	12	15.5	12	7	3
Термоусиленное в зоне ЛЛЮ	$P_{1.7/50}$ , W/kg	1.16	0.97	–	0.95	0.99	1.01	1.03
	Изменение, %	–	16	–	18	14.5	13	11

в то время как при обычной ЛЛЮ эффект в два раза меньше (7%). При температуре 800°C результаты обычной ЛЛЮ практически исчезают, а представленная технология обработки сохраняет 2/3 величины эффекта снижения магнитных потерь (11%). В случае скрайбирования последующий отжиг, удаляя локальные напряжения, даже снижает магнитные потери на 1–2%.

Следует отметить, что в случае повышения удельной мощности лазерного облучения от 2.0 до 3.8 kW/cm<sup>2</sup>, выполняемого с учетом большей толщины ленты стали, в магнитной структуре типа А с широкими полосовыми доменами (1) и 180° границами (2) формируется большая объем замыкающих доменов (3) со структурой типа В (рис. 3, а). В этой структуре границы отдельных внутриобъемных 90° доменов и призматических доменов (3), замыкающих их магнитный поток вблизи поверхности, ориентированы по кристаллографическим направлениям типа [111] — рис. 3, а (толщина ленты 0.5 мм) или — по направлениям типа [110] в более тонких лентах (рис. 3, б, толщина ленты 0.2 мм). А вели-

чина угла наклона оси легчайшего намагничивания [001] относительно поверхности кристаллов (угол  $\beta$ ) определяет плотность замыкающих каплевидных доменов, возникающих для снижения магнитостатической энергии образца [2,12]. С ростом угла  $\beta$  от 0 до 4° плотность этих доменов резко увеличивается (рис. 3, а–с), что создает препятствия для движения границ основных доменов при перемагничивании. Поясняющая схема объемного распределения намагниченности в участке образца между двумя соседними зонами лазерного воздействия, соответствующая доменной структуре рис. 3, а, представлена на рис. 4.

Увеличение объема деформированных участков, где повышена плотность дислокаций и поперечно намагниченных 90° доменов структуры типа В, приводит к уменьшению подвижности и скачкообразному характеру движения границ основных доменов при перемагничивании. Это вызывает изменения и магнитоупругих свойств материала: увеличивается линейная магнитострикция насыщения, а также гистерезисная и вихретоковая состав-



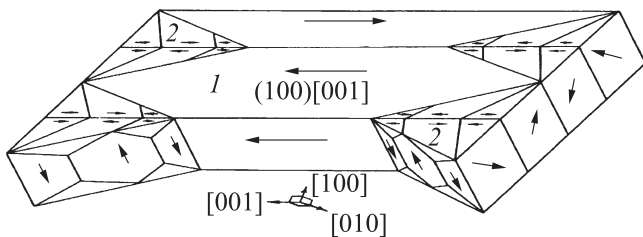
**Рис. 3.** Изменение структуры основных 180° продольно намагниченных магнитных доменов типа А (1, 2 — граница доменов) сплава Fe–3%Si с текстурой (110)[001] вблизи зон деформации 4 (слева) в структуру замыкающих 90° доменов типа В (3) в кристаллах толщиной 0.5 (а) и 0.2 мм (б, с) после ЛЛЮ и отжига. Направление намагниченности представлено стрелками и составляет с поверхностью кристаллов углы 0, 3, 8° (а–с).

**Таблица 2.** Изменение магнитных свойств ленты аморфного сплава  $\text{Fe}_{81}\text{Si}_7\text{B}_{12}$  после различных обработок, включая комплексные

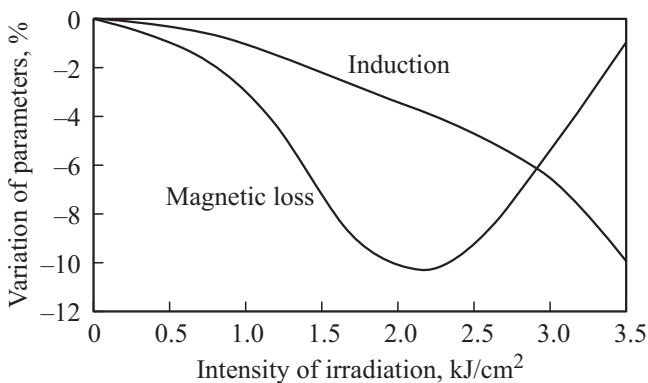
Обработка	$H_c$ , A/m	$\mu_0$ , относит. ед.	$\mu_{\max}$ , относит. ед.	$P_h$ , W/kg	$P_{ce}$ , W/kg	$P_{1/400}$ , W/kg
ТО 390°C	4.4	4400	96000	1.50	1.30	2.80
ЛЛО + ТМО ~ 350°C	2.8	20800	203000	1.35	0.90	2.25
ЛЛО + ТМО ~ 390°C	0.9	22400	265000	0.74	0.70	1.44
ЛЛО + ТМО = 390°C	1.2	8500	182000	1.30	1.00	2.30

Примечание.  $P_h$ ,  $P_{ce}$  — гистерезисная и вихрековая составляющие магнитных потерь соответственно.

ляющие магнитных потерь. В частности, такое увеличение деформации с ростом удельной мощности лазерного излучения от 9.9 до 72 и 106  $\text{kW/cm}^2$  в области частот перемангничивания 20–500 Hz вызывает соответственно вместо снижения магнитных потерь на 3–4% их катастрофическое увеличение на 30 и 60% [26]. Появление вблизи деформированных зон заметного объема  $90^\circ$  доменов замыкающей структуры приводит и к нежелательному снижению магнитной индукции образца (рис. 5) [27], поэтому требуется оптимизация мощности локального лазерного облучения с учетом условий обработки.



**Рис. 4.** Схема объемного распределения намагниченности кристалла сплава  $\text{Fe}-3\%\text{Si}$  с текстурой  $(110)[001]$  на участке из основных  $180^\circ$  доменов ( $I$ ) между двумя соседними зонами лазерной обработки из замыкающих  $90^\circ$  доменов ( $2$ ). Направления намагниченности представлены стрелками, в основных доменах они совпадают с кристаллографическим направлением  $[001]$  и направлением прокатки.



**Рис. 5.** Зависимость магнитных потерь  $P_{1.7/50}$  и индукции  $B_1$  (в поле 100 A/m) в электротехнической стали марки 3407 от мощности лазерного воздействия.

Отметим также, что аналогичную перестройку магнитной структуры  $180^\circ$  доменов типа  $A$  в структуру  $90^\circ$  доменов типа  $B$  можно вызвать и сжатием участка поверхности  $(110)$  кристалла бомбардировкой потоком ускоренных ионов, делая предпочтительной ориентацию намагниченности не вдоль, а поперек оси кристаллической текстуры  $[001]$  в деформированном участке ленты сплава [28]. Аналогичное изменение полосовой структуры доменов происходит и вблизи торцов образца магнитно трехосного сплава, когда неизбежно возрастающая магнитостатическая энергия продольных доменов в этих участках компенсируется поворотом их намагниченности на  $90^\circ$  вдоль тех же поперечных направлений легкого намагничивания  $[100]$  и  $[010]$  с образованием замыкающей структуры типа  $B$  [29].

Использование оптимально подобранного химического состава из мелкодисперсных слабомагнитных дефектов с малым коэффициентом теплового расширения (КТР) в зонах ЛЛО позволяет сохранять до более высоких температур отжига образцов, например, 600–800°C, устойчивость деформированного состояния макроструктуры. То есть обеспечивать сохранение положительного эффекта ЛЛО — разориентацию магнитных моментов атомов, напряженность локальных магнитных полей рассеяния и перестройку доменной структуры, рассмотренную выше. Это происходит несмотря на проходящую при отжиге релаксацию напряжений от лазерной обработки или от скрайбирования кристалла и необходимо при проведении в технологии термической обработки элементов трансформаторного магнитопровода для снятия краевого наклепа. Эффективность снижения магнитных потерь при этом возрастает с уменьшением толщины ленты сплава, с увеличением степени совершенства ее текстуры и размера исходных зерен, с оптимизацией параметров локальной лазерной обработки или скрайбирования.

В ленте из аморфного сплава  $\text{Fe}_{81}\text{Si}_7\text{B}_{12}$  создание поперечно ориентированных зон со структурой, измененной лазерным воздействием или скрайбированием, также существенно снижает магнитные потери. При глубине воздействия  $\sim 7-9 \mu\text{m}$  и межзонами промежутками 3–5 mm, снижение магнитных потерь, например,  $P_{1/400}$  составляет 10–15%.

Применение уже комбинированного воздействия в условиях создания поперечных зон при ЛЛО и вы-

сокочастотного магнитного поля при термомангнитной обработке (ТМО) напряженностью 140 А/м и частотой 50–60 кГц позволяет в ленте снизить магнитные потери  $P_{1/400}$  в два раза, коэрцитивную силу  $H_c$  в 4–5 раз и повысить начальную и максимальную магнитные проницаемости в 3–5 раз (табл. 2). Однако при изготовлении витого магнитопровода из этой ленты магнитные свойства существенно ухудшаются из-за появления напряжений в ленте от ее изгиба. Поэтому требуется улучшать магнитные свойства и в изделиях.

## 5. Заключение

Определены физические механизмы перестройки магнитной доменной структуры в магнитомягких магнитноанизотропных сплавах при различного вида деформационных воздействиях. Выявлены особенности изменения типа и поведения магнитной доменной структуры при локальном лазерном облучении и скрайбировании. Показано, что из этих двух видов локальной деформации стали наиболее эффективное дробление полосовой доменной структуры создает локальная лазерная обработка, хотя метод скрайбирования до сих пор исследуется за рубежом в связи с его малозатратным применением [30]. При этой обработке возникающее нежелательное увеличение поперечно намагниченных замыкающих доменов вблизи зон деформации существенно уменьшается в результате последующего отжига для снятия краевого наклепа в изделиях. В результате же комплексного воздействия на листовую электротехническую сталь лазерной обработкой и мелкодисперсными примесными дефектами внедрения на основе Mg–P–B, экспериментально показана возможность получения ее с высоким уровнем физико-механических свойств, более устойчивых к эксплуатационным воздействиям. В частности, при данной обработке образцов электротехнической анизотропной стали отечественного производства марки 3407 эффект снижения магнитных потерь составляет 18–25% и при последующих технологических отжигах с температурой  $\sim 700$ – $800^\circ\text{C}$  сохраняется не менее половины эффекта, достигаемого лазерным воздействием. Аналогичным образом сохраняется значительная доля эффекта лазерной обработки также в лентах и витых тороидальных магнитопроводах из аморфного сплава на основе железа (например, сплав  $\text{Fe}_{81}\text{Si}_7\text{B}_{12}$ ) после их отжига при температурах 340–390°C.

Причем это существенное увеличение качества аморфного сплава и анизотропной трансформаторной стали при относительно малых технических и энергетических затратах на их обработку характеризует данную технологию как перспективную для широкого внедрения на производстве.

## Список литературы

- [1] Ю.Н. Драгошанский, В.А. Зайкова, Е.Б. Хан. В тр.: Междунар. конф. по магнетизму (МКМ-73) Наука, М. (1974). IV, С. 518.
- [2] Ю.Н. Драгошанский, Н.К. Есина, В.А. Зайкова. ФММ **45**, 4, 723 (1978).
- [3] Ю.Н. Драгошанский, В.А. Зайкова, Я.С. Шур. В сб.: Физические свойства магнитных материалов / Под ред. Я.С. Шура. УНЦ АН СССР, Свердловск (1982). С. 20.
- [4] T. Iuchi, S. Yamaguchi, T. Ichiyama, M. Nakamura, T. Ishimoto, K. Kuroki. J. Iron, Steel Inst. J. **68**, 5, 224 (1982).
- [5] Ю.Н. Драгошанский, Б.К. Соколов. Изв. АН СССР. Сер. физ. **53**, 4, 610 (1989).
- [6] Б.К. Соколов, Ю.Н. Драгошанский. ФММ **1**, 92 (1991).
- [7] T. Nozawa, M. Mizogami, H. Mogi, Y. Matsuo. IEEE Trans. Magn. **32**, 2, 572 (1996).
- [8] И.К. Счастливцева, Б.К. Соколов, Д.Б. Титоров, В.В. Губернаторов. В сб.: Структура и свойства электротехнической стали / Под ред. Б.К. Соколова, Д.Б. Титорова. УНЦ АН СССР, Свердловск (1977). С. 20.
- [9] М.И. Колов. В сб.: Структура и свойства текстурованных металлов и сплавов / Под ред. Б.К. Соколова, Р.А. Адамеску. Наука, М. (1969). С. 91.
- [10] С.В. Жаков, Ю.Н. Драгошанский, Б.К. Соколов, В.В. Губернаторов, Л.Р. Владимиров. ФММ **63**, 3, 502 (1987).
- [11] В.В. Дружинин. Магнитные свойства электротехнической стали. Энергия, М. (1974). 240 с.
- [12] Я.С. Шур, Ю.Н. Драгошанский. ФММ **22**, 5, 702 (1966).
- [13] Ю.Н. Драгошанский, Л.С. Каренина, В.Д. Соловей, Р.Б. Пужевич. ФММ **112**, 2, 140 (2011).
- [14] N. Takahashi, Y. Ushigami, M. Yabumoto, Y. Suga, H. Kobayashi, T. Nakayama, T. Nozawa. IEEE Trans. Magn. **22**, 5, 490 (1986).
- [15] T. Nozawa, Y. Matsuo, H. Kobayashi, K. Iwayama, N. Takahashi. J. Appl. Phys. **63**, 8, 2970 (1988).
- [16] Ю.Н. Драгошанский, В.И. Пудов, В.В. Губернаторов. ФММ **111**, 5, 486 (2011).
- [17] Л.С. Каренина, Ю.Н. Драгошанский, Р.Б. Пужевич, Г.С. Корзуни. ФММ **112**, 3, 247 (2011).
- [18] Ю.Н. Драгошанский, В.И. Пудов, Л.С. Каренина. Изв. РАН. Сер. физ. **77**, 10, 1495 (2013).
- [19] R.H. Pry, C.P. Bean. J. Appl. Phys. **29**, 3, 532 (1958).
- [20] V. Weidenfeller, W. Riehemann. JMMM **160**, 136 (1996).
- [21] Ю.Н. Драгошанский. Патент РФ № 2025504 (1994). Б. из. 24.
- [22] В.И. Пудов, Ю.Н. Драгошанский. Патент РФ № 2501866 (2013). Б. из. 35.
- [23] В.И. Пудов, Ю.Н. Драгошанский. ДАН. Сер. техн. физика, **453**, 2, 159 (2013).
- [24] Ю.Н. Драгошанский, Л.С. Каренина, В.Д. Соловей, Р.Б. Пужевич. ФММ **112**, 2, 140 (2011).
- [25] Yu.N. Dragoshanskii, L.S. Karenina, V.I. Pudov. Prociid. LIII Intern. conf.: Actual problems of solidy. UO VGTU, Vitebsk (2012) 1. P. 231.
- [26] V. Weidenfeller, M. Anhalt. JMMM **322**, 69 (2010).
- [27] Ю.Н. Драгошанский, Б.К. Соколов, В.И. Пудов, Ю.Я. Руттов, В.Ф. Тиунов, В.В. Губернаторов. ДАН. Сер. техн. физ. **391**, 1, 44 (2003).
- [28] Ю.Н. Драгошанский, В.В. Губернаторов, В.И. Пудов, Т.С. Сычева. ФММ **111**, 6, 592 (2011).
- [29] Б.Н. Филиппов, С.В. Жаков Ю.Н., Драгошанский, Ю.Н. Стародубцев, Е.Л. Лыков. ФММ **42**, 2, 260 (1976).
- [30] K. Sato, M. Ishida, E. Hina. Kawasaki steel technical report **39**, 21 (1998).