

ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ
И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА

УДК 669.1'782'781'784:537.623

КОМПЛЕКСНЫЕ ТЕРМОМАГНИТНАЯ И ЛАЗЕРНАЯ ОБРАБОТКИ
ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

© 2011 г. Ю. Н. Драгошанский, В. И. Пудов, В. В. Губернаторов

Институт физики металлов УрО РАН, 620990 Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 18

Поступила в редакцию 10.09.2010 г.

Рассмотрены методы улучшения функциональных характеристик магнитомягких анизотропных материалов на основе сплавов Fe–3% Si и аморфных лент Fe₈₁Si₄B₁₃C₂, Fe₈₁Si₇B₁₂. Разработан эффективный комплексный метод локальной лазерной и высокочастотной термомагнитной обработки. Они обеспечивают оптимизацию магнитной доменной структуры, 2–3 разовое повышение магнитной проницаемости, существенное снижение магнитных потерь (25–30%) и коэрцитивной силы (30–40%) магнитомягких анизотропных материалов. Разработаны физический метод и средства контроля эффективности локальной лазерной обработки движущихся лент электротехнических материалов.

Ключевые слова: магнитомягкие материалы, доменная структура, магнитные потери, термомагнитная обработка, лазерная обработка, феррозондовый метод контроля.

ВВЕДЕНИЕ

Электротехнические стали на основе кремнистого железа широко применяются в качестве магнитопроводов, эксплуатируемых в переменных магнитных полях. Объемы их производства велики (более миллиона тонн ежегодно), а изделия из них, например, электрогенераторы и силовые трансформаторы, работают в непрерывном режиме в течение десятков лет. По этой причине уровень их магнитных характеристик в значительной мере определяет возможности энергооборуженности страны в целом. В то же время при передаче электрической энергии к потребителям в процессе перемагничивания этих материалов теряется почти 3% всей вырабатываемой электроэнергии. Поэтому улучшение их электромагнитных свойств в настоящее время является актуальной проблемой.

В современных анизотропных электротехнических сталях (АЭС) создание острой кристаллографической и магнитной текстуры обеспечивает повышение магнитной индукции. Для этого используются обычные металлургические методы прокатки и рекристаллизационных отжигов, создающие ребровую (110)[001] кристаллографическую текстуру при оптимальных химическом составе, пластичности и толщине ленты, с наименьшим содержанием вредных примесей и неоднородных внутренних напряжений, что соответствует минимуму полных магнитных потерь в заданном режиме перемагничивания. Однако при этом формируются крупные кристаллиты (до 50 мкм), широкие полосовые магнитные домены, проходящие из зерна в зерно (рис. 1 [1]) и, как следствие этого, при перемаг-

ничивании возрастают скорости движения доменных границ и вихретоковые (P_v) магнитные потери (до 85% от полных). Для решения этой проблемы требуется оптимизация магнитной доменной структуры, путем изменения соотношения объемов магнитных фаз, ориентации и размеров доменов, создания дополнительных зародышей перемагничивания и увеличения активности движения доменных границ [1–5].

Как показывают разные экспериментальные исследования по обработке магнитомягких материалов

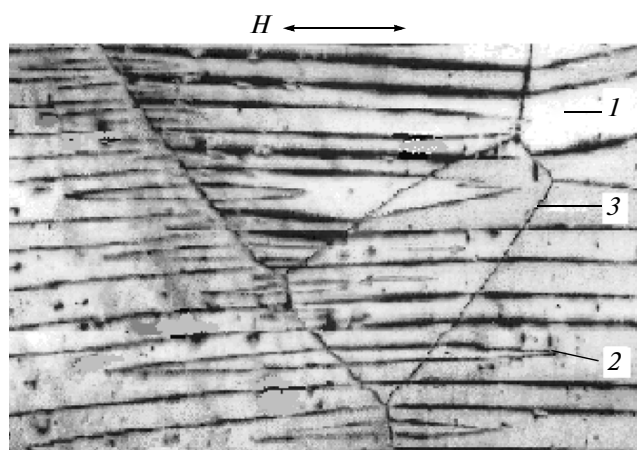


Рис. 1. Трансполикристаллитная структура 180-градусных широких полосовых (1) и клиновидных замыкающих (2) магнитных доменов, переходящих через границы зерен (3) сплава Fe–3% Si с кристаллографической текстурой (110)[001].

[4–9], оптимизация вышеуказанных параметров может быть обеспечена только при комплексном воздействии разных методов на кристаллическую и магнитную структуру материалов.

Целью данной работы является разработка перспективного комплексного метода воздействия на структуру магнитомягких материалов, обеспечивающего в них максимальное снижение магнитных потерь и увеличение магнитной проницаемости.

АНАЛИЗ МЕТОДОВ ОБРАБОТКИ МАГНИТОМЯГКИХ МАТЕРИАЛОВ

Ранее были исследованы деформационно-текстурирующие методы управления доменами и свойствами материалов, включающие создание одноосного растяжения, магнитоструктурных барьеров и эффекта термомагнитной обработки (ТМО) [6–22].

Из работ [6–8] следует, что изучение эффекта растяжения стали в основном проводили в лабораторных условиях путем механического воздействия. В результате сужения доменов, вызванного растяжением материала вдоль оси текстуры, получено уменьшение магнитных потерь $P_{1.7/50}$ (при индукции 1.7 Тл и частоте перемагничивания 50 Гц) на 29–40%. Однако при растяжении материала в производственных условиях, например, за счет магнитоактивного покрытия TiN, толщиной ~2 мкм, с коэффициентом температурного линейного расширения (КТЛР) $6 \times 10^{-6} \text{ К}^{-1}$, меньшим, чем у стали ($13 \times 10^{-6} \text{ К}^{-1}$) [23], было получено уменьшение магнитных потерь $P_{1.7/50}$ на 7% [9], а с применением покрытия с более низким КТЛР на основе двуокиси кремния – на 12% [10].

Другая обработка стали, связанная с формированием поперечно ориентированных магнитоструктурных барьеров в виде узких зон, отличающихся по структуре от основного материала, дает тот же результат, как и при растяжении [11–15]. На барьерах сосредотачиваются магнитные заряды, приводящие к ограничению размеров полосовых (основных) 180-градусных доменов и к появлению клиновидных 180-градусных замыкающих областей – зародышей перемагничивания. Эти барьеры создавались скрайбированием [11], локальным изгибом [12] и локальной лазерной обработкой (ЛЛО) [13–15, 21], деформирующими материал в зонах поперек оси текстуры. В частности, при использовании электроионизационного импульсно-периодического CO_2 -лазера с постоянной регенерацией газа и одновременным формированием непрерывного участка лазерного воздействия на всей ширине аморфной ленты, в оптимальном режиме (удельная плотность энергии облучения $U = 0.6 \text{ Дж/см}^2$, ширина зоны термического воздействия 0.2 мм, межзонные промежутки 5 мм, толщина ленты 20 мкм) при скорости движения ленты 0.5 м/с получено снижение магнитных потерь $P_{1.0/400}$ на 20%, по сравнению с магнитными

потерями в исходном отожженном состоянии ленты [15]. В образцах трансформаторной стали снижение магнитных потерь по характеристикам $P_{1.5/50}$ и $P_{1.7/50}$ составляло 14% и 9% соответственно [14]. С приближением толщины ленты сплава к оптимальной величине 0.18 мм и совершенства ее текстуры к идеальной ребровой (110)[001] ($B_{800} \sim 1.95\text{--}1.98 \text{ Тл}$), снижение магнитных потерь оказывается более значительным и по характеристике $P_{1.5/50}$ может достигать 20% [22].

Эффективным воздействием на структуру магнитомягких материалов и сплавов является также термомагнитная обработка [16–20]. При этом в постоянном магнитном поле индуцируется дополнительная одноосная магнитная анизотропия в текстурованной стали и снижаются магнитные потери от 9 до 30% в зависимости от направленной ориентации магнитного поля, то есть вдоль или поперек оси текстуры [19], начальная и максимальная магнитная проницаемости увеличиваются в 1.4 и 7 раз соответственно [17].

Последовательное применение двух обработок: ЛЛО + ТМО в постоянном магнитном поле [15], механическое растяжение 1 кг/мм² + скрайбирование [7], растяжение покрытием + ЛЛО [4, 22] приводит в стали практически к их суммарному эффекту снижения потерь энергии на перемагничивание ~8–28%, 2–37% и 10–16% соответственно. Такой разброс в полученных результатах связан с различными механизмами влияния этих обработок на магнитную структуру материала, а также различиями в степени совершенства кристаллографической текстуры исследованных образцов (B_{800} изменялась в них от 1.82 до 1.98 Тл).

В связи с этим можно считать, что комбинационный подбор определенных видов обработки позволит получить более перспективные направления по улучшению физических свойств магнитомягких материалов.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

Исследовали в первую очередь высокоэнергетические воздействия – ЛЛО и ТМО, поскольку, как следует из вышеприведенного анализа, они создают значительные деформации и усиление одноосной магнитной анизотропии сплавов, что позволяет оптимизировать доменную структуру и снизить магнитные потери.

В основе ТМО использовали переменное магнитное поле [20], которое, по сравнению с постоянным магнитным полем, обеспечивает дестабилизацию границ магнитных доменов, и, уменьшая скорость, увеличивает однородность и плавность их движения при перемагничивании. Это в магнитомягких материалах приводит к более высоким результатам снижения магнитных потерь, по сравнению с ТМО в постоянном поле.

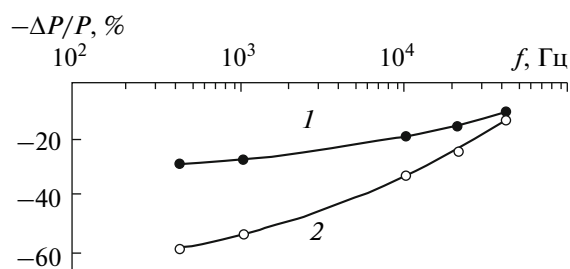


Рис. 2. Частотная зависимость относительного изменения магнитных потерь, измеренных при индукции 0.5 Тл в тороидальных и ленточных образцах аморфного сплава $\text{Fe}_{81}\text{Si}_4\text{B}_{13}\text{C}_2$ после ТМО в переменном (1) и постоянном (2) магнитных полях.

В дальнейшем развитии концепции ТМО было обнаружено влияние процессов деформационного старения на формирование дополнительной магнитной анизотропии за счет взаимодействия компонентов материала со свежо введенными дефектами кристаллической решетки. При этом образуются кластеры с повышенным содержанием атомов растворенных элементов и сверхструктурой типа В2 [24]. Экспериментально было показано, что оптимальным результатам ТМО соответствует определенное время выдержки при обработке. В иных условиях обработки процессы деформационного старения материала не оптимальны: либо формируется недостаточное количество кластеров, либо происходит аннигиляция структурных дефектов. Создание оптимального количества свежих дефектов ускоренным охлаждением после высокотемпературного отжига, позволило снизить коэрцитивную силу сплава пермаллой ($\text{Fe}-70\% \text{Ni}$) на 44% (с 2.5 до 1.4 А/м), по сравнению с тщательно отожженным и затем медленно охлажденным материалом. Эта новая концепция ТМО [25], выявляющая механизм обработки магнитомягких материалов с учетом процессов их деформационного старения на стадии упорядочения структуры, позволяет прогнозировать эффективность данного воздействия.

Предлагаемая нами последующая операция — локально лазерная обработка выполнялась на специализированной экспериментальной установке «Максим», созданной в НИИ электрофизической аппаратуры (г. С.-Петербург). Установка включала электроионизационный импульсно-периодический CO_2 -лазер с постоянной регенерацией газа и обеспечивала, благодаря использованию цилиндрической оптики, одновременное формирование непрерывной полосы лазерного воздействия на всей ширине ленты из магнитного сплава. Расстояние между зонами термического воздействия, ориентированными поперек оси ленты, регулировали за счет изменения частоты подачи импульсов (от 0 до 200 Гц) и скорости ее движения (до 1 м/с). Оптимальным расстоянием между зонами ЛЛЮ было 5 мм при скорости движения ленты порядка 0.5 м/с.

Ширина зон термического воздействия не превышала 0.2 мм. При ЛЛЮ учитывалась отражательная способность металлических лент, в частности существенно различающаяся на двух поверхностях у аморфных сплавов, изготовленных методом спиннингования — закалки расплава на поверхности быстро вращающегося цилиндра.

Измерения магнитных свойств выполняли до и после ТМО и ЛЛЮ на полосках анизотропной электротехнической стали $\text{Fe}-3\% \text{Si}$ размерами $200 \times 5 \times 0.3$ мм, зерно 4–6 мм, текстура (110)[001], на лентах из аморфных $\text{Fe}_{81}\text{Si}_7\text{B}_{12}$ и $\text{Fe}_{81}\text{Si}_4\text{B}_{13}\text{C}_2$ сплавов размерами $200 \times 5 \times 0.02$ мм. Квазистатические петли гистерезиса и полные магнитные потери определяли соответственно баллистическим и абсолютным ваттметровым методами в замкнутой магнитной цепи, используя установку для измерения магнитных свойств образцов малой массы МК-4Э, созданную в ЗАО НПО Интротест (г. Екатеринбург). Измерение электромагнитных характеристик образцов выполняли при частотах перемагничивания в диапазоне 50–20 000 Гц и различных амплитудах магнитной индукции от 0.2 до 1.7 Тл, изменение которой во времени имело синусоидальный характер. Погрешность измерения магнитных потерь составляла $\pm 4\%$. Доменную структуру образцов выявляли меридиональным эффектом Керра и методом порошковых суспензий.

На рис. 2 представлена зависимость относительного изменения магнитных потерь $\Delta P/P$, % (изменение потерь после ТМО с частотой изменения магнитного поля 80 кГц, по отношению к потерям, измеренным после отжига без поля) от частоты поля при измерении уже обработанных образцов, например, сплава $\text{Fe}_{81}\text{Si}_4\text{B}_{13}\text{C}_2$. Видно, что во всем исследованном диапазоне частот перемагничивания (400 Гц–40 кГц) ~ ТМО в переменном поле дает существенно больший эффект снижения потерь, по сравнению с ТМО в постоянном поле.

Величина эффекта снижения магнитных потерь, достигаемая после ЛЛЮ стали, существенно зависит от степени совершенства ее кристаллографической текстуры. Например, как выявлено на монокристаллических полосках сплава $\text{Fe}-3\% \text{Si}$ с кристаллографической ориентацией, близкой к (110)[001], она резко уменьшалась от max 47 до min 13% при возрастании от 1° до 3.5° угла отклонения β осей легчайшего намагничивания зерен от плоскости образца (рис. 3).

С применением комплексной ТМО + ЛЛЮ обработок на вышеуказанных образцах были получены высокие результаты, в частности, вдоль оси текстуры стали (оси легкого намагничивания), вдоль которой в основном используется ее перемагничивание в магнитопроводах, снижение потерь $P_{1.5/50}$ достигало 22–27% (в исходном состоянии образцы имели характеристику B_{2500} равную 1.92–1.94 Тл). Причем эффект от применения самой ЛЛЮ состав-

лял 8–15%. Абсолютная величина магнитных потерь после различных обработок представлена в табл. 1.

В образцах аморфной ленты был получен более высокий результат снижения магнитных потерь, составляющий 30–35% (табл. 2), по сравнению со стальными образцами, что обусловлено меньшей толщиной ленты и большей шириной ее доменов в исходном состоянии.

Таким образом, экспериментально обнаружен эффект значительного снижения магнитных потерь при комплексной обработке (~ТМО + ЛЛО), за счет усиления магнитной одноосности трехосных и аморфных материалов термомагнитной обработкой в переменном магнитном поле. Эффект связан с наведением одноосной магнитной анизотропии ближнего порядка, увеличивающей объем полосовой доменной структуры, и с дестабилизацией границ магнитных доменов.

При исследовании образцов выявлено существование оптимальной плотности энергии облучения (приводящей к минимуму магнитных потерь на вихревые токи P_v) и ее вариаций по длине образцов (~10%), связанных с нестабильностью излучения, различием физико-механических свойств стали и состоянием ее поверхности. Условная плотность энергии облучения U определялась по формуле [14]:

$$U = E\eta/vL,$$

где E – мощность лазерного излучения (Вт); η – относительный коэффициент поглощения; v – скорость сканирования лазерного луча (см/с); L – расстояние между соседними магнитоструктурными барьерами (см).

Например, для образцов АЭС с текстурным параметром $B_{2500} = 1.94$ Тл, экспериментально опробована оптимальная величина плотности энергии облучения, соответствующая $U = 2$ Дж/см²

Поскольку полученные результаты выявили существенную зависимость от управляемых характеристик лазерного излучения и физико-механиче-

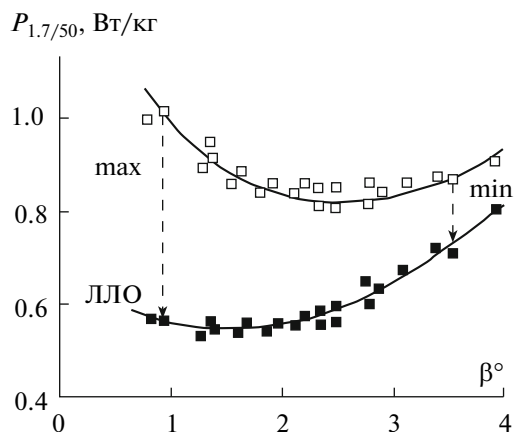


Рис. 3. Зависимость эффекта снижения магнитных потерь $P_{1.7/50}$ монокристаллов сплава Fe–3% Si при ЛЛО от величины угла β отклонения их осей легчайшего намагничивания от плоскости образца.

ских параметров материала (толщины, неоднородности структуры, интервала межзональных участков и отражательной способности образцов), то возникает необходимость в контроле оптимальных условий обработки. В особенности, когда идет речь о производимых материалах в виде лент и рулонов.

Для оптимизации эффекта снижения потерь в различных участках неоднородной АЭС разработаны методы контроля магнитных характеристик, позволяющие определять эффект лазерного воздействия и корректировать режим обработки. Среди опробованных физических методов неразрушающего контроля наиболее эффективным в условиях движения обрабатываемой ленты оказался вариант с использованием феррозондового метода и на его основе разработанной для этой цели специальной аппаратуры.

Физическая суть его применения связана с тем, что при обработке в движении со скоростью 0.5 м/с образцов трансформаторной стали, ее поверхность подвергается интенсивному лазерному облучению, которое осуществляется построчно, поперек на-

Таблица 1. Уровень полных магнитных потерь $P_{1.5/50}$ и их составляющих – гистерезисных P_Γ и вихревоковых P_v (Вт/кг) при амплитуде индукции 1.5 Тл и частоте перемагничивания 50 Гц в стали Fe–3% Si, после различных обработок, включая комплексную

Магнитные потери, Вт/кг	Обработки				
	Исх.	~ТМО	ЛЛО	~ТМО + ЛЛО	$\Delta P/P, \%$
$P_{1.5/50}$	0.68	0.58	0.54	0.50	–26
P_Γ	0.24	0.21	0.26	0.25	+ 4
P_v	0.44	0.37	0.28	0.25	–43

Таблица 2. Магнитные свойства аморфного сплава $\text{Fe}_{81}\text{Si}_4\text{B}_{13}\text{C}_2$ после различных обработок

Обработки	μ_0	μ_{max}	H_c , А/м	B_r , Тл	$P_{1.0/400}$, Вт/кг
Отжиг без H	3500	65000	5	0.77	2.1
ТМО в $H =$	4600 (30%)	150000 (130%)	4.0 (-20%)	0.91 (18%)	1.7 (-17%)
ТМО в $H \sim$	6000 (70%)	280000 (330%)	2.3 (-54%)	0.85 (10%)	1.5 (-29%)
ТМО + ЛЛО	4800 (37%)	180000 (177%)	3.2 (-36%)	0.56 (-17%)	1.3 (-38%)

Примечание. В скобках даны в процентах изменения магнитных характеристик материала от их исходных величин (в состоянии после отжига).

правления движения образцов. Причем зоны облужения наносятся через 4–5 мм друг от друга. В результате этого магнитные домены, имевшие в исходном состоянии ширину до 1 мм, определяемую размерами зерен 5–20 мкм, искусственно измельчаются до размеров 0.2–0.4 мкм, определяемых межзонными промежутками. Поэтому вдоль прокатки в образце возникает более узкодоменная структура с более частым чередованием полярности соседних областей. Вблизи поверхности обработанных лазером образцов наблюдаются магнитные поля рассеяния периодической структуры, напряженность которых зависит от интенсивности проводимой лазерной обработки. Измеряя напряженность поля рассеяния от зон лазерной обработки, можно управлять интенсивностью лазерного облужения.

Практическая реализация феррозондового метода связана с обнаруженной корреляцией (рис. 4) между изменениями магнитных потерь $P_{1.7/50}$ (при амплитуде $B \sim 1.7$ Тл и частоте $f \sim 50$ Гц) и снижением магнитной индукции B_{100} (индукция в поле 100 А/м), соответствующим увеличению магнитного поля рассеяния H_p в зонах лазерного воздействия, при управлении плотностью энергии излучения CO_2 -лазера.

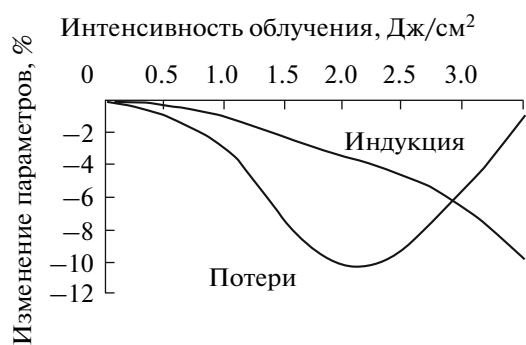


Рис. 4. Зависимость величины магнитной индукции B_{100} и снижения магнитных потерь $P_{1.7/50}$ от интенсивности локального лазерного воздействия.

Минимуму магнитных потерь в материале соответствует некоторое определенное снижение индукции (рис. 4). В обрабатываемом образце трансформаторной стали поддержание максимума снижения магнитных потерь при воздействии ЛЛО обеспечивается сохранением оптимальной амплитуды сигнала, возникающего на миниатюрных магниточувствительных элементах 1 и 2 (размерами 0.1×2.5 мм) феррозондового преобразователя при прохождении вблизи них полей рассеяния H_p от зон лазерного воздействия (рис. 5). При исследовании магниточувствительные элементы преобразователя размещались вертикально на высоте 1 мм над полосовым образцом 3 трансформаторной стали толщиной 0.3 мм, шириной 30 мм и длиной 380 мм и над образцами в виде лент. Причем элементы 1 и 2 располагались друг за другом вдоль длинной стороны образца посередине его ширины на расстоянии 2 мм один от другого. Способ их соединения позволил измерять горизонтальный гра-

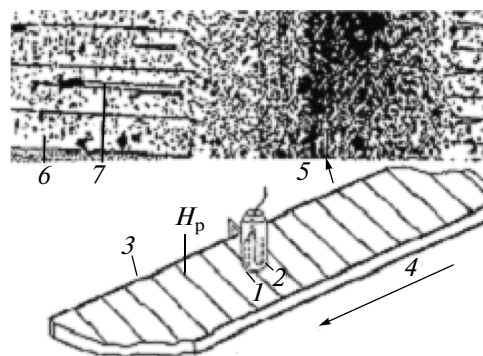


Рис. 5. Положение магниточувствительных элементов (1) и (2) феррозондового преобразователя над образцом трансформаторной стали (3), движущимся в направлении (4). Зоны ЛЛО (5) и формирующиеся вблизи них узкие 180-градусные полосовые (6) и клиновидные замыкающие домены-зародыши перематгничивания (7). H_p — магнитное поле рассеяния в зоне воздействия ЛЛО.

диент вертикальной составляющей магнитного поля рассеяния H_p областей спонтанной намагниченности в зонах воздействия локальной лазерной обработки стали, четко выявляя ее интенсивность.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Показано, что два вида обработки магнитомягких материалов: ТМО и ЛЛО, обладая разными механизмами влияния на доменную структуру (ТМО — повышение магнитной текстуры за счет уменьшения доли замыкающих 90-градусных доменов и ЛЛО — дробление полосовых 180-градусных доменов и создание дополнительных зародышей перемагничивания), приводят при комплексном применении к суммарному эффекту снижения магнитных потерь.

В результате исследования влияния комплексной термомангнитной и локальной лазерной обработок на электротехнические Fe—Si стали и аморфные материалы из сплавов $Fe_{81}Si_7B_{12}$, $Fe_{81}Si_4B_{13}C_2$ развиты представления о процессах их перемагничивания, механизмах изменения доменной структуры и магнитных свойств.

Предложена новая концепция термомангнитной обработки, включающая процессы деформационного старения, протекающие при обработке, и позволяющая прогнозировать ее эффективность. Определены оптимальные режимы комплексной обработки магнитомягких материалов ТМО~ и ЛЛО.

Применение феррозондового метода с разработанной специальной аппаратурой (с использованием одного из двух измеряемых параметров H_p или $P_{1,5/50}$) для непрерывного неразрушающего контроля эффекта локальной лазерной обработки движущихся полосовых магнитомягких сталей и сплавов в процессе их изготовления является основой практического внедрения перспективной технологии для производства анизотропных электротехнических материалов.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке РФФИ, Президиума РАН и УРО РАН (проекты 11-02-00931, 09-П-2-10035, интеграционный 09-И-2-2002).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Драгошанский Ю.Н., Соколов Б.К. Управление доменной структурой как средство оптимизации магнитных свойств анизотропной электротехнической стали // Изв. АН СССР. Сер. физическая. 1989. Т. 53. № 4. С. 610—613.
2. Зайкова В.А., Старцева И.Е., Филиппов Б.Н. Доменная структура и магнитные свойства электротехнических сталей. М.: Наука, 1992. 271с.
3. Драгошанский Ю.Н. Физические механизмы динамического измельчения доменной структуры электротехнических материалов // ФММ. 1994. Т. 77. № 1. С. 95—113.
4. Nozawa T., Mizogami M., Mogi H., Matsuo Y. Magnetic properties and dynamic domain behavior in grain-oriented 3% Si—Fe // IEEE Trans. Magn. 1996. V. 32. № 2. P. 572—589.
5. Dragoshanskii Yu.N. Optimization of domain structure and minimization of magnetic losses in anisotropic electrical steels and alloys // Phys. Met. Metallogr.: 2000. V. 89. Suppl. 1. P. S73—79.
6. Драгошанский Ю.Н., Зайкова В.А., Хан Е.Б. Влияние кристаллографической ориентации и упругой деформации на электромагнитные потери монокристаллов Fe—3%Si // Труды Международной конференции по магнетизму МКМ-73. М.: Наука, 1974. Т. 4. С. 518—522.
7. Yamamoto N., Taguchi S. The effect of tensile stress on total loss of grain-oriented 3% silicon-iron // II Proceedings conference Soft Magnetic Materials. Cardiff. 1975. P. 15—20.
8. Драгошанский Ю.Н., Зайкова В.А., Шур Я.С. Физические предпосылки улучшения магнитных свойств анизотропных электротехнических сталей // Сб. статей “Физические свойства магнитных материалов”. Свердловск: УНЦ АН СССР, 1982. С. 20—25.
9. Драгошанский Ю.Н., Шулика В.В., Потанов А.П. Новые способы оптимизации магнитной анизотропии электротехнических лент // Сталь. 1996. № 3. С. 58—61.
10. Taguchi S. Development of textured sheet Fe-Si steel for the receipt of high magnetic flow density // Jap. J. of Appl. Phys. 1974. V. 13. № 1. P. 49—67.
11. Fiedler H.D., Pepperhoff W. Method for reducing loss of sheet metals. Patent US №3647575, 1972.
12. Губернаторов В.В., Соколов Б.К., Драгошанский Ю.Н., Зайкова В.А. Способ получения электротехнической стали // Авт. Свид. СССР № 524837. Бюл. изобр. № 30. 1976.
13. Соколов Б.К., Губернаторов В.В., Носков М.М., Золотарев А.И. Способ термообработки электротехнической стали // Авт. Свид. СССР № 652230. Бюл. изобр. № 10. 1979.
14. Соколов Б.К., Драгошанский Ю.Н. Структурные барьеры и снижение магнитных потерь в анизотропных электротехнических сталях // ФММ. 1991. № 1. С. 92—102.
15. Dragoshanskii Yu.N., Sokolov B.K., Gubernatorov V.V. et al. Effect of local laser treatment on core loss in amorphous electrical alloys // Phys. Met. Metallogr. 1993. V. 75. № 1. P. 44—48.
16. Грэхем Ч. Термомангнитная обработка / Магнитные свойства металлов и сплавов. М.: ИИЛ, 1961. С. 374—441.
17. Старцева И.Е. Индуцированная магнитная анизотропия железо-кремнистых сплавов и ее влияние на доменную структуру и магнитные свойства // Сб. статей “Физические свойства магнитных материалов”. Свердловск: УНЦ АН СССР, 1982. С. 15—19.
18. Зусман А.И., Арцишевский М.А. Термомангнитная обработка железоникелевых сплавов. М.: Металлургия, 1984. 93 с.
19. Шулика В.В., Старцева И.Е., Чистяков В.К., Драгошанский Ю.Н. Об анизотропии эффекта термоманг-

- нитной обработки в электротехнических сталях // ФММ. 1988. Т. 66. № 4. С. 667–673.
20. Драгошанский Ю.Н. Способ высокочастотной термомагнитной обработки магнитомягких материалов // Патент РФ № 2025504. Бюл. изобр. № 24. 1994.
21. Драгошанский Ю.Н., Губернаторов В.В., Соколов Б.К. и др. Способ изготовления анизотропной электротехнической стали // Авт. свид. СССР № 1744128. Бюл. изобр. № 24. 1992.
22. Iwayama K., Ueno K., Yoshitomi Y. et al. 7-mil-thick high-permeability grain-oriented silicon steel sheet // J. Appl. Phys. 1988. V. 63. № 8. P. 2971–2973.
23. Физические величины. Справочник. Под ред. И.С. Григорьева, Е.З. Мейлихова. М.: Энергоатомиздат, 1991. 1232 с.
24. Ershov N.V., Chernenkov Yu.P., Lukshina V.A., Fedorov V.I., Sokolov B.K. The structural origin of induced magnetic anisotropy in α -Fe_{1-x}Si_x (x = 0.05–0.08) alloys // Physica B. 2006. V. 372. P. 152–155.
25. Губернаторов В.В., Сычева Т.С., Драгошанский Ю.Н. Формирование свойств ферромагнитных сплавов при термомагнитной и термомеханической обработках // ФММ. 2004. Т. 98. № 1. С. 31–37.