

## ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА

УДК 669.1'782:537.623

# ВЛИЯНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ИСКУССТВЕННОГО ДРОБЛЕНИЯ ДОМЕННОЙ СТРУКТУРЫ АНИЗОТРОПНОЙ ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКОЙ СТАЛИ Fe–3% Si НА ЭФФЕКТИВНОСТЬ СНИЖЕНИЯ ВЕЛИЧИНЫ ЕЕ МАГНИТНЫХ ПОТЕРЬ

© 2022 г. В. Ф. Тиунов\*

Институт физики металлов УрО РАН, ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург, 620108 Россия

\*e-mail: tiunov@imp.uran.ru

Поступила в редакцию 02.12.2021 г.

После доработки 20.12.2021 г.

Принята к публикации 20.12.2021 г.

На образцах промышленной анизотропной электротехнической стали Fe–3% Si выявлена заметная внутрилистная неоднородность ее магнитных свойств. Она проявляется в существенном различии уровня магнитных потерь и величины магнитной проницаемости в различных участках исследуемого образца. Показано, что для снижения магнитных потерь таких образцов целесообразно проводить искусственное дробление доменной структуры ДС лишь участков с наибольшей магнитной проницаемостью. Нанесение локально-деформированных зон, путем механических царапин на указанные участки привело к снижению их магнитных потерь на 10–15%, в то время как после обработки других участков образца величина их магнитных потерь оставалась неизменной. Подобное поведение потерь качественно объясняется на основе динамики ДС образцов Fe–3% Si, наблюдаемой ранее в ряде наших работ.

*Ключевые слова:* анизотропная электротехническая сталь, магнитные потери, доменная структура

DOI: 10.31857/S0015323022030123

### ВВЕДЕНИЕ

Среди магнитомягких материалов наибольшее распространение для изготовления магнитопроводов электрических машин получили аморфные сплавы на основе железа и кобальта, а также анизотропные электротехнические стали (АЭС, сплав Fe–3% Si). В настоящее время, как и ранее, ведутся исследования, направленные на улучшение функциональных характеристик данных материалов, например, [1–4]. Настоящая работа связана с выявлением особенностей дополнительной обработки готовой АЭС Fe–3% Si с ребровой текстурой Госсса {110} <001>, направленной на снижение уровня полных магнитных потерь  $P_{\text{п}}$ , являющихся одним из важнейших показателей качества данного сплава.

В крупнокристаллической АЭС подавляющую часть полных потерь  $P_{\text{п}}$  (70–75%) составляют вихретоковые потери  $P_{\text{в}}$  [5]. Объясняется это тем, что данные стали имеют сравнительно большую ширину  $L_{\text{ср}}$  полосовых доменов 180-градусной ДС и, соответственно, значительные  $P_{\text{в}}$ , пропорциональные, как известно [6],  $P_{\text{в}} \sim L_{\text{ср}} \cdot P_{\text{вк}}$ , здесь  $P_{\text{вк}}$  – потери, вычисленные в предположении однород-

ного перемагничивания образца, без учета его ДС. В связи с этим, одним из эффективных способов снижения вихретоковых, а соответственно, и полных магнитных потерь АЭС является искусственное дробление ее ДС. Оно осуществляется либо лазерной обработкой поверхности АЭС [7, 8], либо нанесением механически локально-деформированных зон, ориентированных перпендикулярно направлению прокатки [9]. Указанные дефекты наносятся равномерно через определенный интервал, определяемый опытным путем и обеспечивающий наибольший эффект снижения вихретоковых, а соответственно, и полных магнитных потерь.

В ряде наших работ [10–13] было установлено, что современная АЭС, как и ранее, имеет неоднородные магнитные свойства [14]. Они проявляются в том, что величина магнитных потерь и магнитной проницаемости в разных участках полос АЭС существенно отличается друг от друга. Так, в работах [11, 13] наблюдали расхождение уровня полных магнитных потерь в разных участках эпштейновской полосы АЭС почти на 20%. Также столь заметное отличие в величине магнитной проницаемости выявлено на разных марках АЭС в работе

[12]. Наряду с отмеченными работами существенная неоднородность магнитных свойств АЭС отмечена в работах [3, 15, 16]. В частности, авторы последней статьи связывали расхождение величины магнитных потерь в разных кристаллитах текстурованной стали Fe–3% Si с различной ориентацией их намагниченности относительно направления прокатки образца.

Учитывая наблюдаемую неоднородность магнитной проницаемости по длине исследуемых образцов АЭС, в работах [12, 13] было высказано предположение о необходимости избирательно нанесенных локально-деформированных зон (скрайбирование) не по всей длине образца, а лишь на его участки с максимальной величиной магнитной проницаемости. Иными словами, предполагали целесообразным обрабатывать те участки, намагниченность  $I_s$  большинства кристаллитов которых либо совпадала с направлением прокатки, либо имела разориентацию от указанного направления на небольшой угол  $\alpha$  или  $\beta > 0$ . Здесь  $\alpha$  – угол отклонения намагниченности  $I_s$  в плоскости образца от направления его прокатки,  $\beta$  – угол отклонения направления  $I_s$  относительно плоскости образца. Действительно, в таких областях 180-градусная ДС имеет наибольшие размеры и ее дробление должно приводить к наибольшему эффекту снижения магнитных потерь.

Наряду со сказанным, следует заметить, что лазерное скрайбирование поверхности АЭС приводит к локальному разрушению ее изоляционного покрытия, что наблюдали, например, в работе [4]. Отсюда следует ожидать, что при выборочной обработке стали степень разрушения этого покрытия будет намного ниже, чем при обработке всей полосы. Это в свою очередь повысит коррозионную стойкость стали после избирательной обработки полос АЭС. Следует также учесть, что вблизи линии лазерного скрайбирования образуются зоны оплавления высотой в несколько мкм [4, 20]. Это в конечном счете приводит к уменьшению коэффициента заполнения сталью изготавливаемого магнитопровода и, соответственно, к увеличению его сечения при неизменной габаритной мощности электрических машин.

При обработке часто используют лазеры с полезной мощностью в несколько сотен ватт и потребляемой в десятки киловатт [18]. Отсюда видно, что избирательная обработка приведет к заметному снижению потребляемой электроэнергии при скрайбировании стали. Однако для надежной обоснованности избирательной обработки отдельных участков необходимы непосредственные измерения соотношения магнитной проницаемости и магнитных потерь рассматриваемых участков. Также необходимы сведения о степени снижения магнитных потерь после

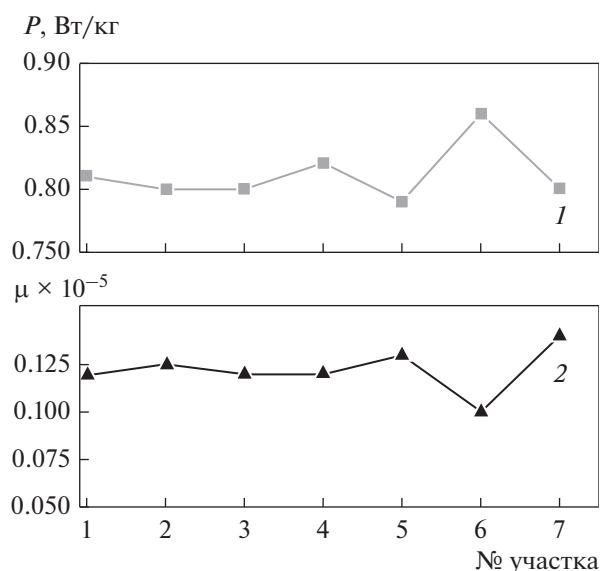
скрайбирования участков с различной магнитной проницаемостью.

Исходя из сказанного, целями настоящей работы являются: 1. Разработка методики одновременного измерения магнитных потерь и магнитной проницаемости в небольших участках эшштейновских полос АЭС. 2. Оценка влияния избирательного дробления ДС в участках с различной магнитной проницаемостью на уровень снижения полных магнитных потерь исследуемых участков.

## ОБРАЗЦЫ И МЕТОДИКА ИЗМЕРЕНИЙ

Для исследований были выбраны образцы анизотропная электротехническая сталь марки 3407. Образцы имели форму эшштейновских полос размерами  $(280–500) \times 30 \times 0.27$  мм. На отдельных участках длиной 40 мм измеряли полные магнитные потери и величину максимальной магнитной проницаемости  $\mu_m$ . Для этого изготовили небольшой пермеаметр, позволяющий проводить подобные измерения в закрытой магнитной цепи. Он состоял из намагничивающей и намотанной поверх нее измерительной катушки. Часть исследуемого образца помещали внутри этих катушек, а его концы замыкали двумя П-образными ярмами, изготовленными из трансформаторной стали. Все измерения проводили при частоте перемагничивания  $f = 50$  Гц и амплитудах индукции  $B_m = 0.1–1.7$  Тл. Коэффициент изменения формы средней индукции при измерениях составлял  $K_f = 1.11$ . Величину полных магнитных потерь  $P_n$  измеряли с помощью нановаттметра Ф530. Напряженность внутреннего магнитного поля образца  $H_{i\text{эф}}$  определяли с помощью миллиамперметра М1103 по току в намагничивающей обмотке пермеаметра. По данным измерений строили кривые намагничивания  $B_m = f(H_{i\text{эф}})$ . По наклону этих кривых к оси абсцисс определяли величину максимальной магнитной проницаемости  $\mu_m$ . Погрешность измерения потерь не превышала 5%, а ее значение при определении  $\mu_m$  составляла 8%.

Магнитные потери и проницаемость измеряли как в исходном состоянии образцов, так и после нанесения локально деформированных зон в виде царапин, ориентированных перпендикулярно направлению прокатки исследованных образцов. Царапины на их поверхность наносили механическим путем с помощью конусного наконечника, изготовленного из твердого сплава ВК-6. Глубина царапин составляла около 0.010–0.015 мм, расстояния между ними были равны 5 мм. Кроме того, выявляли вид и средний размер кристаллических зерен исследуемых образцов после травления их электроизоляционного покрытия в растворе 75% соляной кислоты.



**Рис. 1.** Изменение величины магнитных потерь (1) и магнитной проницаемости (2) по длине эпштейновской полосы марки 3407 (образец 1). Частота перемагничивания  $f = 50$  Гц, амплитуда индукции  $B_m = 1.5$  Тл.

## РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 1 приведены графики изменения величины полных удельных магнитных потерь ( $P_n$ , Вт/кг) и максимальной магнитной проницаемости по длине образца № 1. Толщина образца 0.27 мм, его полная длина 280 мм.

Видно, что величина потерь и магнитная проницаемость заметно различаются по длине Эпштейновской полосы. Так, например, потери в участке 6 почти на 10% выше, чем на соседнем участке № 5. Такое же различие проявляется и в величине магнитной проницаемости. Иными словами, в соответствии с терминологией, введенной еще в [14], на данном образце имеется внутрилистная неоднородность его магнитных свойств. При этом, как видно из рисунка, на участках с наибольшей магнитной проницаемостью (например, 5, 7) выявляются наименьшие потери и, напротив, в областях образца с минимальным значением  $\mu_m$  имеются наибольшие магнитные потери.

Попытаемся качественно объяснить причины наблюдаемого изменения исследуемых характеристик по длине образца. Так, заметное превышение потерь на участке № 6 над измеренным значением по всей полосе, составляющим 0.81 Вт/кг, можно связывать, например, с относительно большим размером кристаллитов рассматриваемого участка. Действительно, средняя ширина доменов  $L$  полосовой 180-градусной доменной структуры кристаллитов, зависит от их длины  $D$  вдоль направления прокатки как  $L \sim D^{1/2}$  [17]. Если допустить, что на рассматриваемом участке имеются сравнительно

большие кристаллиты, то размеры их полосовых доменов  $L$  также будут относительно велики, что и приведет к наибольшим значениям вихрековых, а соответственно, и полных магнитных потерь. Исходя из предположения о наличии в рассматриваемом участке 6 кристаллитов с относительно крупной 180-градусной ДС, следует ожидать, что магнитная проницаемость  $\mu_m$  этого участка должна быть наибольшей. Действительно, в сплавах Fe–Si с кубической объемно-центрированной кристаллической решеткой вдоль основных направлений  $\langle 100 \rangle$ ,  $\langle 110 \rangle$ ,  $\langle 111 \rangle$  для максимальной магнитной проницаемости вдоль этих направлений выполняется соотношение:  $\mu_{100} > \mu_{110}$ ,  $\mu_{111}$ . Однако, как видно из рис. 1, магнитная проницаемость рассматриваемого участка 6, напротив, минимальна. Исходя из сказанного, это свидетельствует о том, что намагниченность  $I_s$  большинства его кристаллитов разориентирована относительно направления прокатки в плоскости образца на некоторый угол  $\alpha > 0$ . Подобное предположение подтверждается тем, что с ростом угла  $\alpha$  вихрековые потери, составляющие подавляющую часть полных магнитных потерь, монотонно увеличиваются, достигая максимума при  $\alpha \sim 55^\circ$  [17]. Напротив, если бы имелось отклонение намагниченности большинства кристаллитов от плоскости образца на угол  $\beta > 0$ , то оно сопровождалось бы дроблением ДС. Это приводило бы соответственно, к заметному снижению магнитных потерь по сравнению с их значением в кристаллитах, намагниченность  $I_s$  которых ориентирована вдоль направления прокатки.

Аналогичную неоднородность магнитных характеристик наблюдали и на другом образце, № 2 (рис. 2). Здесь изображены зависимости, полученные на Эпштейновской полосе той же марки стали, что и на рис. 1. Видно, что и для данного образца имеется также значительное расхождение значений магнитных потерь на разных его участках. Например, потери в соседних участках 3 и 4 отличаются почти на 20%. Как и в предыдущем случае, четко выявляется связь между величиной магнитных потерь и значением магнитной индукции в различных участках образца. Так, в областях образца с минимальной величиной  $\mu_m$  наблюдается максимальные потери, а их минимальные значения выявляются в областях с максимальной магнитной проницаемостью. Из этого можно предположить, что в областях полосы с наибольшей проницаемостью ориентация намагниченности большинства кристаллитов направлена вдоль или близка к направлению прокатки образца, совпадающей с кристаллографической осью типа  $\langle 001 \rangle$ . Наименьшие потери указанных областей связаны, вероятно, с относительно небольшим размером их кристаллитов, приводя-

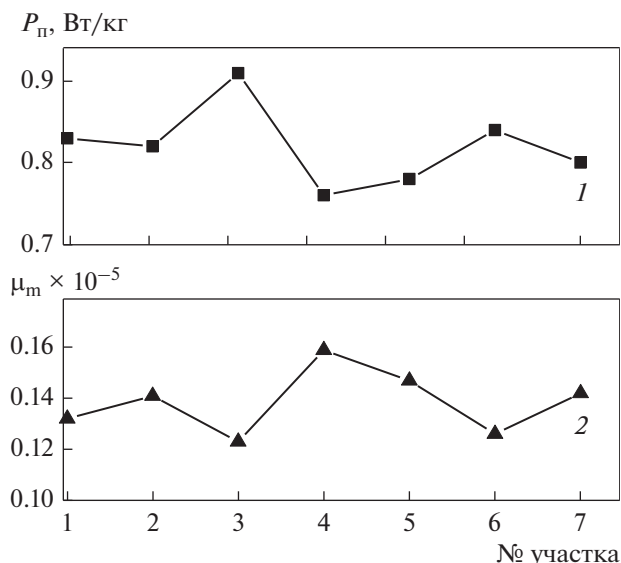


Рис. 2. Изменение величины магнитных потерь и магнитной проницаемости по длине эпштейновской полосы АЭС 3407 (образец 2). Частота перемагничивания  $f = 50$  Гц, амплитуда индукции  $B_m = 1.5$  Тл.

щим к небольшой средней ширине полосовых доменов 180-градусной ДС. Что же касается областей с минимальной проницаемостью (участки 3, 6), то их сравнительно высокие потери обусловлены, по-видимому, как и ранее, с разориентацией намагниченности  $I_s$  большинства кристаллитов данных участков относительно направления прокатки.

Следует отметить, что магнитные потери, измеренные по всей длине данных образцов, совпадали друг с другом. Иными словами, отсутствовала полистная, но имелась значительная внутрилистная неоднородность их магнитных свойств. Наблюдаемый выше характер изменения магнитных потерь и магнитной проницаемости по длине образцов позволяет высказать предположение о целесообразности нанесения локально-деформированных зон лишь на участки образцов с наибольшей магнитной проницаемостью. Для проверки этого предположения, избирательно, на данные участки образцов наносили локально-деформированные зоны в виде механических царапин глубиной 0.015 мм, перпендикулярно направлению прокатки образцов. При этом полные магнитные потери и магнитную проницаемость указанных участков измеряли как до, так и после обработки поверхности образцов. Результаты этих измерений приведены для образца 2 на рис. 3 и 4. Так на рис. 3 изображены зависимости  $P_n = f(B_m)$ , измеренные на образце 2 (рис. 2), соответственно на участке 3 (кривые 3, 3') и участке 4 (кривые 4, 4'). Видно, что после обработки участка 3 с наименьшей проницаемостью, величина его полных магнитных потерь в пределах погрешности измере-

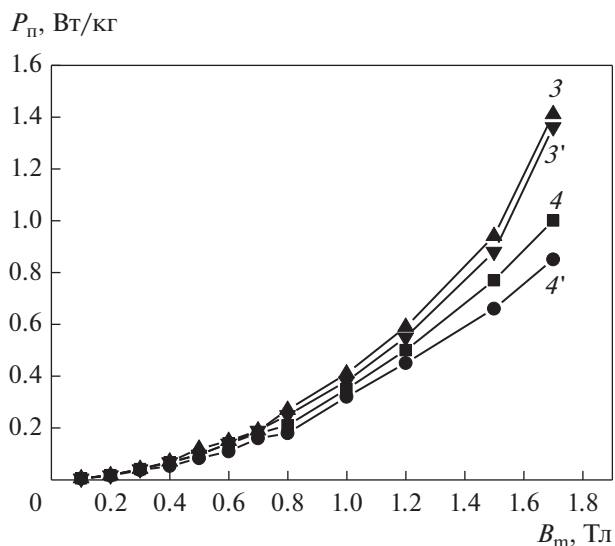


Рис. 3. Зависимость изменения магнитных потерь от индукции образца № 2 ( $f = 50$  Гц): 3, 4 – до обработки, 3', 4' – после обработки поверхности. (все подробности в тексте).

ний не меняется во всем диапазоне исследованных индукций. Напротив, обработка участка 4 с максимальной проницаемостью приводит к заметному снижению магнитных потерь в среднем на 10–15%

Исходя из всего сказанного о возможных особенностях ДС указанных участков, можно видеть, что наибольшая степень снижения магнитных потерь наблюдается при дроблении ДС участков с наибольшей магнитной проницаемостью. Скрайбирование же участков образца с наименьшей магнитной проницаемостью не приводит к снижению магнитных потерь. Кроме того, было установлено, что указанная обработка поверхности данных участков приводит к заметному снижению их магнитной проницаемости. Это можно видеть из рис. 4, на котором приведены кривые намагничивания участков 2 и 3 образца 2. Здесь 4, 4' – кривые намагничивания участка 4 до и после обработки. Соответственно кривые 3, 3' получены для участка 3 до и после нанесения дефектов. Видно, что величина магнитной проницаемости, определяемая наклоном кривых относительно оси абсцисс, изменяется после нанесения дефектов в различной степени. Так, на участке 4 после его обработки изменение проницаемости незначительно и находится в пределах погрешности ее измерения. Напротив, после нанесения дефектов на участок 3 его магнитная проницаемость уменьшается в зависимости от напряженности магнитного поля на 10–30%. Кроме того, нетрудно видеть, что после обработки поверхности рассмотренных участков заметно возрастает рас-

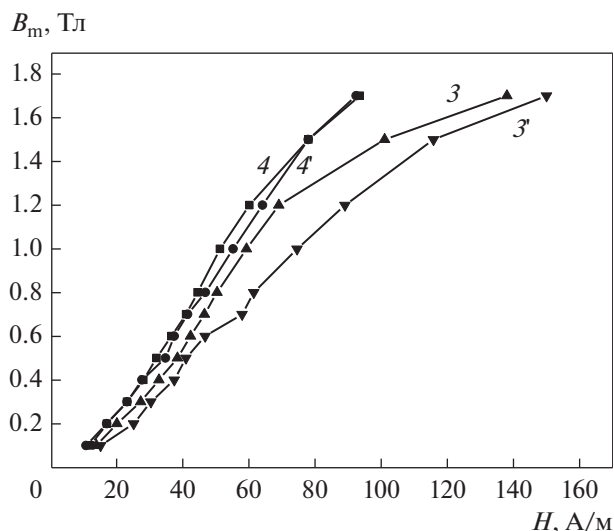


Рис. 4. Кривые намагничивания участков образца 2 до и после нанесения дефектов.

хождение между значениями их магнитной проницаемости, т.е. увеличивается ее неоднородность по длине образца.

Действительно, расхождение между значениями индукции, измеренными при фиксированном значении поля  $H$  до обработки (кривые 3 и 4) заметно возрастает после нанесения локально-деформированных зон (кривые 3' и 4'). Отметим, что ранее заметное снижение магнитной проницаемости после лазерной обработки поверхности образцов Fe–3% Si наблюдали в работе [18]. Рассмотрим возможные причины различного изменения магнитных потерь и магнитной проницаемости на исследованных участках после их обработки. Так наблюдаемое существенное снижение магнитных потерь участка 4 с наибольшей магнитной проницаемостью свидетельствует, как и предполагали, о наличии в нем большинства зерен с ориентацией  $I_s$  вдоль оси  $\langle 001 \rangle$ .

Как отмечали выше, после нанесения царапин длина полосовых доменов уменьшается и становится близкой к некоторой величине  $D$ , равной расстоянию между соседними локально-деформированными зонами. При этом средняя ширина полосовых 180-градусных доменов соответственно также уменьшается  $L_{cp} \approx D^{1/2}$ . Кроме этой причины, снижению  $L_{cp}$  способствует и дробление ДС, вследствие возникновения новых 180-градусных доменных границ при прорастания отдельных клиновидных доменов, возникающих вблизи локально-деформированных зон. Эти домены частично компенсируют свободные магнитные поля рассеяния, возникающие на краях указанных зон, что, соответственно, приводит к снижению магнитостатической энергии кристаллитов.

Ранее в работе [9] была исследована динамика ДС вблизи деформированной зоны, нанесенной на поверхность монокристалла Fe–3% Si с плоскостью (110). В частности, было установлено, что после обработки поверхности образца помимо дробления его ДС, сопровождаемого возникновением новых 180-градусных границ, наблюдается их неоднородное движение. Скорости смещения отдельных 180-градусных границ заметно отличались друг от друга. При этом некоторые из них не участвовали в перемагничивании образца, а оставались неподвижными, испытывая задержки на каплевидных доменах. Проведенные наблюдения показали, что средний размер кристаллитов исследованной полосы, выявленный в выборочно разных ее участках длиной 40 мм, менялся незначительно и составлял около 40–45  $\text{мм}^2$ . Учитывая сказанное, можно видеть, что снижение магнитных потерь в участке 4 (рис. 3, кривые 4, 4') после обработки поверхности следует связывать с дроблением полосовой 180-градусной ДС кристаллитов, у большинства которых направление намагниченности близко к направлению прокатки образца. Соответственно, наблюдаемое на рис. 4 незначительное снижение магнитной проницаемости рассматриваемого участка образца объясняется, по-видимому, небольшим числом клиновидных доменов, возникающих вблизи локально-деформированных зон. Вследствие этого и задержки в смещении 180-градусных границ на указанных доменах будут также относительно небольшими.

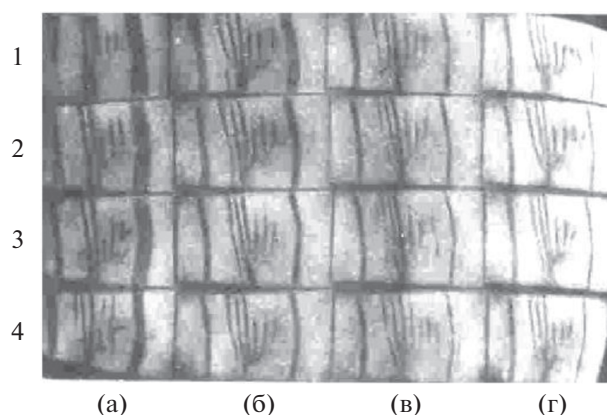
Напротив, обработка поверхности участка 3 не приводит к снижению его магнитных потерь (рис. 3). Ранее предполагали, что наименьшая величина его магнитной проницаемости связана с наличием взаимной разориентации намагниченности  $I_s$  кристаллитов данного участка на некоторые углы  $\alpha > 0$  в плоскости образца относительно направления его прокатки. Поведение ДС таких кристаллитов заметно отличается от ранее рассмотренного поведения ДС в кристаллитах с  $I_s$ , ориентированной вдоль направления прокатки. Рассмотрим это на примере результатов работы [19], проведенной на бикристалле Fe–3% Si в виде полоски размером  $0.35 \times 5.0 \times 100$  мм. Образец состоял из двух кристаллитов с разориентацией направления их намагниченности  $I_s$  на углы  $\alpha = 2^\circ$  и  $7^\circ$  относительно длинной стороны образца. Исследовали динамику изменения его ДС на единичных циклах перемагничивания при  $f = 60$  Гц и амплитудах индукции  $B_m = 0.5\text{--}1.7$  Тл. На рис. 5 приведена серия фотографий из 16 кадров, отражающих изменение ДС участка бикристалла с межзеренной границей, проходящей от нижнего левого угла кадра до его верхнего правого участка. Верхний монокристалл имеет намагниченность  $I_s$ , направленную под углом  $\alpha = 2^\circ$  относительно длинной стороны образца. Соответственно  $I_s$  ниж-



него кристаллита разориентирована относительно этой стороны образца на угол  $\alpha = 7^\circ$ . Как видно из рисунка, перемагничивание наблюдаемого участка идет в основном путем смещения 180-градусных доменных границ полосовой ДС. По мере увеличения магнитного поля, направление которого совпадает с направлением  $I_s$  “светлых” доменов идет увеличение их ширины за счет уменьшения ширины “темных” доменов с противоположным направлением  $I_s$ . При небольших магнитных полях скорости смещения 180-градусных границ обеих кристаллитов одинаковы, что приводит к непрерывности нормальной составляющей намагниченности на межкристаллитной границе и отсутствию на ней магнитных полей рассеяния. С ростом намагничивающего поля скорость смещения 180-градусных границ становится наибольшей в кристаллите  $\alpha = 2^\circ$  вследствие того, что составляющая поля вдоль оси  $\langle 001 \rangle$  была значительно выше ее величины другого кристаллита с  $\alpha = 7^\circ$ .

Такое поведение 180-градусных границ приводит к более высокому росту индукции первого кристаллита, чем второго, и на межкристаллитной границе появляются магнитные заряды, обуславливающие поля рассеяния. Вследствие этого, вблизи указанной границы (рис. 5) возникает замыкающая ДС в виде мелких клиновидных доменов, снижающих магнитостатическую энергию поликристалла. При его перемагничивании часть указанных доменов прорастает на всю длину кристаллита с  $\alpha = 2^\circ$ , превращаясь при этом в новые полосовые домены.

Так, например, с ростом индукции от 0.5 до 1.7 Тл число 180-градусных доменных границ увеличивалось почти в 1.5 раза, т.е. наблюдалось сильное дробление исходной ДС. Однако вихрековые потери при этом снижались не в 1.5 раза, а всего лишь на 10%. Причина такого несоответствия, как показали непосредственные наблюдения динамики ДС, была связана с сильной неоднородностью скоростей смещения 180-градусных границ. Многие из этих границ при движении испытывали значительные задержки на клиновидных доменах, возникающих вблизи межзеренной границы. Учитывая это, можно предположить, что дробление полосовой ДС таких участков образцов путем скрайбирования поверхности было энергетически невыгодно. Поскольку приводило бы к значительному росту граничной энергии уже относительно мелкой исходной полосовой ДС:  $E_{гп} \sim \gamma S$ , где  $\gamma$  – плотность граничной энергии,  $S$  – суммарная площадь 180-градусных доменных границ. По этой причине, по-видимому, магнитные потери рассмотренного участка в результате обработки его практически не меняются. Нанесение локально-деформированных зон на кристаллиты с разориентацией  $I_s$  на угол  $\alpha > 0$  сопровождается увеличением числа клиновидных доменов, что и явля-



**Рис. 5** Динамическая перестройка ДС бикристалла за 1/4 цикла перемагничивания при  $f = 60$  Гц и  $B_m = 1.7$  Тл. Порядок следования кадров в серии: сверху вниз и слева направо. Время экспозиции каждого кадра 30 мкс, временные интервалы между ними 300 мкс [19].

ется, вероятно, причиной наблюдаемого (рис. 4, кривая 3') снижения магнитной проницаемости таких кристаллитов.

Качественно подобные данные о характере изменения величины магнитных потерь и магнитной проницаемости наблюдали и на образце № 1 (рис. 1) после обработки его поверхности. Так при нанесении механических царапин на участок 6 с минимальной магнитной проницаемостью ее значение уменьшилось в среднем на 15%, а магнитные потери оставались неизменными. Напротив, после подобной обработки участка 7 максимальная магнитная проницаемость в пределах погрешности ее измерения оставалась неизменной, а магнитные потери снижались в среднем на 8%.

## ВЫВОДЫ

Таким образом, в настоящей работе на образцах АЭС Fe–3% Si выявлены некоторые особенности изменения магнитной проницаемости и магнитных потерь после избирательного нанесения на поверхность образцов локально-деформированных зон.

1. В высокотекстурованной анизотропной электротехнической стали Fe–3% Si выявлено неоднородное распределение магнитной проницаемости и магнитных потерь в различных участках образца. Показано, что причина этой неоднородности связана, главным образом, с разориентацией направления намагниченности кристаллитов относительно направления прокатки образцов.

2. Показана целесообразность нанесения локально-деформированных зон для дробления ДС участков образца с наибольшей магнитной проницаемостью, приводящей к максимальному снижению уровня полных магнитных потерь на 10–15% и

незначительному росту магнитной проницаемости.

3. Подобная обработка участков с наименьшей магнитной проницаемостью не приводит к снижению полных магнитных потерь. Кроме того, она сопровождается существенным снижением (20–30%) магнитной проницаемости и увеличением степени ее неоднородности по длине образцов.

Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки России (тема “Магнит”, №АААА-А18-118020290129-5).

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Скулкина Н.А., Некрасов Е.С., Денисов Н.Д., Кузнецов П.А., Мазеева А.К. Неоднородность магнитных характеристик аморфного сплава на основе кобальта в закаленном состоянии // ФММ. 2021. Т. 122. № 11. С. 1135–1141.
2. Petryshynets I., Kovac F., Puchy' V., Sebek M., Fuzer J., Koll' P. Magnetic losses reduction in grain oriented silicon steel by pulse and continuous fiber laser processing // AIP ADVANCES. 2018. V. 8(4). P. 047604 (6pp).
3. Rauschera P., Hauptmann J., Beyer E. Laser scribing of grain oriented electrical steel under the aspect of industrial utilization using high power laser beam sources // Physics Procedia. 2013. V. 41. P. 312–318.
4. Puchý V., Falat L., Kovác F., Petryshynets I., Džunda R., Šebek M. The Influence of Fiber Laser Pulse Processing on Coercivity and Nanohardness of Fe–3.2Si Grain-Oriented Electrical Steel in relation with its Surface Changes and Magnetic Domains Modifications // Acta Phys. Polonica. 2017. V.131. № 6. P. 1445–1449.
5. Дружинин В.В. Магнитные свойства электротехнической стали. М.: Энергия, 1974. 240 с.
6. Pzy R.H., Bean C.P. Calculation of the energy loss in magnetic sheet materials using a domain model // J. Appl. Phys. 1958. V. 29. P. 532–533.
7. Губернаторов В.В., Соколов Б.К., Счастливец И.К. Способ обработки металлических изделий. А.С. № 527922. Бюлл. Изобр. 1976. № 33.
8. Милосердин В.Ю., Мищенко А.Ю., Самосадный Т. Влияние лазерного облучения на эксплуатационные характеристики электротехнических сталей анизотропного класса // Физика и химия обработки материалов. 2006. № 6. С. 12–16.
9. Тиунов В.Ф., Соколов Б.К., Губернаторов В.В. Влияние деформированных зон на динамическое поведение доменной структуры и магнитных потерь в кристаллах Fe–3% Si // ФММ. 1991. № 11. С. 79–84.
10. Тиунов В.Ф. О влиянии неоднородности перемагничивания анизотропной электротехнической стали Fe–3% Si на магнитные потери во вращающихся магнитных полях // ФММ. 2018. Т. 119. № 9. С. 876–881.
11. Тиунов В.Ф. Измерительное устройство для непрерывного контроля магнитных потерь рулонной электротехнической стали // Дефектоскопия. 2004. № 4. С. 67–72.
12. Тиунов В.Ф., Корзунин Г.С. Контроль неоднородности магнитной проницаемости листовой анизотропной электротехнической стали // Дефектоскопия. 2019. № 3. С. 46–49.
13. Тиунов В.Ф. О неоднородности перемагничивания электротехнической стали в линейно-поляризованных магнитных полях // ФММ. 2021. Т. 122. № 6. С. 567–573.
14. Янус Р.И. О полистной неоднородности магнитных свойств электротехнического железа // ФММ. 1955. № 1. Вып. 1. С. 84–91.
15. Соколов Б.К., Драгошанский Ю.Н., Матвеева В.С., Цирлин М.Б., Минеев Ф.В., Пужевич Р.Б. Неоднородность магнитных свойств анизотропной электротехнической стали и особенности дислокационных структур // Дефектоскопия. 2004. № 11. С. 68–78.
16. Sharp M.R.G., Overshott K.J. Losses in Silicon-Iron // IEEE Trans. Magn. 1974 V. MAG 10. № 2. P. 113–115.
17. Зайкова В.А., Старцева И.Е., Филиппов Б.Н. Доменная структура и магнитные свойства электротехнических сталей. М.: Наука, 1982. 270 с.
18. Буханова И.Ф., Дивинский В.В., Журавель В.М. Лазерная обработка пластин магнитопроводов силовых трансформаторов // Электротехника. 2004. № 1. С. 39–42.
19. Тиунов В.Ф., Стародубцев Ю.Н., Катаев В.А. Динамическое поведение доменной структуры и магнитные потери бикристаллов кремнистого железа // ФММ. 1990. № 6. С. 63–68.
20. Rauscher P., Schröder N., Hauptmann J., Wetzig A., Beyer E. Effects of laser irradiation on the isolation layer of grain oriented electrical steel // International Conference on Magnetism and Metallurgy, WMM 2014. Cardiff: Spectrum Printing. 2014. P. 434–441.