

УДК 537.622 + 669:620.186.5

ВЛИЯНИЕ ПРОМЕЖУТОЧНЫХ ОТЖИГОВ НА РАЗНЫХ ЭТАПАХ ПРОКАТКИ ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКИХ СТАЛЕЙ НА ИХ ФИНАЛЬНУЮ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКУЮ ТЕКСТУРУ¹

©2024 г. М.Г. Исаенкова, О.А. Крымская, Р.А. Минушкин,
В.А. Фесенко, Ю.А. Романова

*Национальный Исследовательский Ядерный Университет «МИФИ», Москва
E-mail: MGIsaenkova@mephi.ru, OAKrymskaya@mephi.ru*

Поступила в редакцию 19 июля 2023 г.

После доработки 20 октября 2023 г. принята к публикации 3 ноября 2023 г.

Изучены закономерности развития кристаллографической текстуры на последовательных этапах холодной прокатки и отжигов электротехнической стали 2414 (ГОСТ 21427.2—83), проанализирована неоднородность субструктурного состояния зерен разных ориентаций, выявлена неоднородность накопленной искаженности кристаллической решетки для отдельных компонент текстуры прокатки, рассмотрено влияние промежуточных отжигов на разных этапах холодной прокатки на конечную текстуру и структуру рекристаллизованных образцов. Представлены микроструктуры, характерные сечения функции распределения зерен по ориентациям, объемные доли разных компонент текстуры и рассчитанная анизотропия магнитных свойств для образцов, изготовленных в лабораторных условиях по нескольким маршрутам. Показано, что возвратный отжиг на промежуточных деформациях около 50% приводит к перераспределению степени накопленной искаженности кристаллической решетки разных компонент текстуры и при последующем рекристаллизационном отжиге позволяет получить более высокую долю текстурной компоненты λ -волокна, способствующей снижению магнитных потерь.

Ключевые слова: электротехническая сталь; кристаллографическая текстура; холодная прокатка; термическая обработка; субструктурная неоднородность; магнитная анизотропия.

Растущее потребление электроэнергии в разных отраслях народного хозяйства, обусловленное в том числе повышением спроса на электромобили, автоматизацией и роботизацией производств, развитием технологий «умного дома» и общим повышением спроса на электроприборы, предопределяет необходимость сокращения потерь при выработке и транспортировке электроэнергии, что напрямую связано с оптимизацией функциональных свойств электротехнических сталей (ЭТС). Одним из основных направлений повышения качества ЭТС является снижение потерь на перемагничивание, где борьба идет за каждые 0,1 Вт/кг. В современных трансформаторах и роторах электродвигателей основным конструкционным элементом является сердечник, состоящий, как прави-

ло, из параллельных тонких пластин ЭТС. Для повышения их коэффициентов полезного действия необходимо увеличить уровень индукции насыщения и снизить коэрцитивную силу материала.

Основным легирующим элементом ЭТС — сплавов на основе железа — является кремний (3—6,5 мас.%), а основной фазой — твердый раствор замещения на основе α -Fe с ОЦК структурой [1]. В настоящее время наиболее распространенная технология производства листов ЭТС включает в себя горячую и холодную (ХП) прокатку с заключительным рекристаллизационным отжигом (РО), также могут проводиться промежуточные отжиги на разных стадиях. Коммерческая ЭТС выпускается, как правило, в виде листового проката толщиной от 0,02 до 2 мм, шириной 240—1000 мм и длиной от 720 до 2000 мм в зависимости от формы выпуска (рулоны или отдельные листы).

¹Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (проект № 075-15-2021-1352).

В зависимости от технологии производства ЭТС бывают холоднокатаные (изотропные или анизотропные, с содержанием кремния до 3,3 мас.%) и горячекатаные (изотропные, с содержанием кремния до 4,5 мас.%).

С учетом анизотропии магнитных свойств монокристалла железа [1] при производстве листов ЭТС особое внимание уделяется не только структуре, но и кристаллографической текстуре — преимущественной ориентации зерен в материале. При использовании текстурованных пластин для преобразования электрической энергии уровень ее потерь удастся уменьшить на треть.

Динамная (изотропная, в английском варианте NGO — non-grain oriented steel) ЭТС — это листы, обладающие одинаковыми магнитными свойствами во всех направлениях в плоскости [1—3]. Такую ЭТС используют для изготовления электрических машин с вращающимися магнитопроводами, в роторах и статорах, которые составляют основу электродвигателей. Так как в изотропной ЭТС магнитное поле прикладывается во всех направлениях в плоскости листа, оптимальной текстурой является аксиальная компонента, для которой плоскости $\{100\}$ параллельны плоскости прокатки (ПП), т.е. $\langle 100 \rangle \parallel$ нормальному направлению (НН) к плоскости листа [1, 4].

Несмотря на то, что взаимосвязь структуры и кристаллографической текстуры ЭТС с магнитными свойствами известна давно [1, 3—7], добиться их оптимальных значений в рамках существующей технологии прокатки довольно сложно, в том числе в силу влияния на технологический процесс большого числа сопутствующих факторов. Характер и совершенство текстуры зависят от способа предварительной обработки давлением, степени и температуры заключительной деформации, температуры и длительности заключительного отжига, промежуточных деформаций и отжига, а также от разных примесей, содержащихся в стали, исходного размера зерна, от среды отжига и др.

Закономерностям развития текстуры и структуры ЭТС посвящены многочисленные исследования [8—16], при этом известно, что формирование и изменение кристаллографической текстуры материала происходят на каждом этапе производства, поэтому оптимальной текстуры можно добиться как варьированием технологических режимов про-

катки и промежуточных термических обработок (ТО), так и параметрами РО.

В большинстве исследований промежуточные ТО проводятся при довольно высоких температурах, в районе $(0,5—0,7)t_{пл}$, которая для ЭТС с содержанием кремния 3 мас.% составляет ~ 1500 °С. Например, в работе [17] рассматривали технологию ХП ЭТС с промежуточным отжигом по следующей схеме: горячая прокатка сляба до толщины 2,5—2,8 мм, далее двухступенчатая ХП, на первом этапе которой лист деформировали до толщины 0,7 мм, затем после промежуточного отжига при температуре 750—850 °С на втором этапе — до толщины 0,35 мм. В исследовании [15] также проводилась двухступенчатая ХП с промежуточным отжигом при температурах 900—1100 °С: на первом этапе лист имел толщину 0,9 мм, а на заключительном — 0,35 мм, далее проводился окончательный отжиг при температуре 1000 °С.

В некоторых более поздних исследованиях показано [18, 19], что в процессе прокатки ОЦК металлов зерна текстурной компоненты так называемого γ -волокна ($\langle 111 \rangle \parallel$ НН) измельчаются и наклепываются в большей степени по сравнению с зернами α -волокна ($\langle 110 \rangle \parallel$ направлению прокатки — НП) в силу того, что образуются в результате действия разных систем скольжения. Полученная таким образом неоднородность распределения наклепа на стадии прокатки может приводить к неоднородности процессов зарождения и роста зерен при последующей рекристаллизации [18], так как запасенная энергия деформации является движущей силой для зарождения и роста зерен. Поэтому частичное снижение наклепа в зернах определенных компонент текстуры можно осуществить с помощью возвратных отжигов (ВО) при более низких температурах, что имеет дополнительным эффектом снижение затрат.

В отличие от рекристаллизации возврат не связан с изменением зеренной структуры холоднодеформированного материала, вместо этого основные изменения затрагивают расположение дислокаций внутри деформированных зерен. Такие характерные для возврата явления, как уменьшение плотности дислокаций и точечных дефектов, а также постепенное конкурентное укрупнение субзерен, обычно приводят к уменьшению

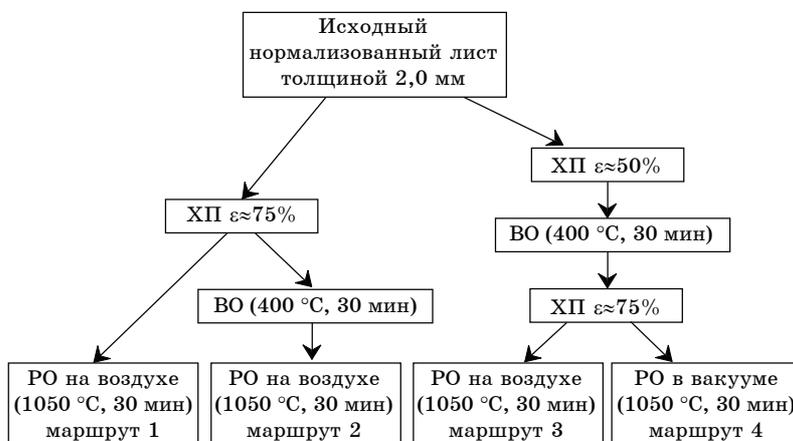
полей внутренних напряжений и, следовательно, к умеренному и постепенному снижению наклепа [7]. Процессы перестройки дислокаций приводят к постепенному формированию субзерен и границ субзерен (например, малоугловых границ наклона и/или кручения), т.е. возврат начинается без инкубационного периода или, соответственно, без какой-либо стадии зародышеобразования, а вместо этого начинается немедленно при температурах, когда точечные дефекты и дислокации становятся достаточно подвижными, чтобы взаимодействовать между собой или с другими дефектами решетки. Поэтому ВО на промежуточных степенях деформации будет приводить к разному характеру разупрочнения γ - и α -волокон, что при дальнейшей рекристаллизации приведет к перераспределению объемных долей компонент текстуры.

Таким образом, изучение закономерностей развития текстуры и структуры ЭТС на каждом технологическом этапе все еще является актуальной задачей, так как растущие требования к магнитным потерям требуют оптимизации их параметров. Несмотря на то, что получить идеальную текстуру $\{001\} \parallel \text{ПП} \langle 001 \rangle \parallel \text{НН}$ практически невозможно в силу особенностей схемы деформации при прокатке, варьируя параметры процессов на каждом технологическом этапе, а также проведением ВО можно добиться повышения объемной доли данной компоненты. Данная работа проведена с целью выявления влияния промежуточных отжига на разных этапах ХП ЭТС на финальную кристаллографическую текстуру ее листа.

Материалы и методика эксперимента. В качестве исходного материала использован лист ЭТС 2414 (ГОСТ 21427.2—83) (сплав Fe-3Si-1Al (мас.%) толщиной 2,0 мм в нормализованном состоянии (далее в тексте — состояние АН). Из него вырезали образцы размером 20×20 мм, которые прокатывали до разных степеней деформации с шагом ~10% за проход. На некоторых этапах проводили промежуточные ВО с разными температурами и длительностями выдержки, а на заключительной стадии — РО либо на воздухе (РО-ВД), либо в вакууме (РО-ВМ). При этом на каждом этапе исследовали структуру и текстуру материала. На фиг. 1 приведена технологическая схема изготовления лабораторных образцов, а в табл. 1 — перечень исследованных состояний. Также проводилось сравнение с образцами, изготовленными по штатной заводской технологии прокатки в ХП и РО состояниях.

Температуру и длительность ВО выбирали на основе падения полуширины рентгеновских отражений. Проведение ВО непосредственно перед РО (маршрут 2) обусловлено возможностью снижения наклепа зерен γ -волокна для блокирования зарождения зерен данных ориентаций.

Для анализа неоднородности финальной текстуры по толщине листов исследовались разные слои по толщине листа: поверхностные (обозначены «0») и центральные слои (середина листа по толщине — « $1/2$ »). Поверхность образцов для исследований готовили шлифованием на станке с водяным охлаждением с применением абразивных бумажных дисков SiC зернистостью от P180



Фиг. 1. Технологическая схема изготовления лабораторных образцов

Перечень исследованных состояний ЭТС

№ п. п.	Маркировка	Толщина листа (<i>h</i>), мм	Состояние	Режим ТО	Маршрут
0	ХП0	0,5	Прокатка ~75%	—	Штатная технология
	РО0		РО в среде Ar-H ₂	—	
1	АН	2,0	Нормализационный отжиг	1050 °С, 2 ч	Исходное состояние
2	ХП75	0,5	Прокатка 75%	—	Маршруты 1 и 2
3	ХП75+ВО		ВО	400 °С, 30 мин	
4	ХП75+РО-ВД		РО на воздухе	1050 °С, 30 мин	Маршрут 1
5	ХП75+ВО+РО-ВД				Маршрут 2
6	ХП50	1,0	Прокатка 50%	—	Маршруты 3 и 4
7	ХП50+ВО		ВО	400 °С, 30 мин	
8	ХП50+ВО + ХП75	0,5	Прокатка до 75%	—	
9	ХП50+ВО+ХП75+РО-ВД		РО на воздухе	1050 °С, 30 мин	
10	ХП50+ВО+ХП75+РО-ВМ		РО в вакууме		Маршрут 4

до Р1200, последующим электролитическим травлением для удаления наклепанного слоя толщиной 30—50 мкм, образующегося в результате шлифовки, в растворе 70% H₃PO₄ + 15% H₂SO₄ + 15% H₂O с добавлением 6 г CrO₃ (хромовый ангидрид) при напряжении 20 В и силе тока 2 А. Для выявления микроструктуры проводилось химическое травление поверхности в растворе C₂H₅OH + HNO₃ в соотношении 11:1.

Основные методы исследования в настоящей работе: рентгеновский анализ текстуры и субструктурной неоднородности, а также оптическая металлография, которые включали:

- съемку трех неполных прямых полюсных фигур (ППФ) {110}, {200} и {211} стандартным методом наклона на отражение на дифрактометре ДРОН-3 при использовании CrK_α-излучения [20, 21]. В случае рекристаллизованных образцов размер зерен превышает 100 мкм, поэтому для них съемка проводилась в нескольких точках и затем данные суммировались;

- восстановление по экспериментальным ППФ функции распределения зерен по ориентациям (ФРО, или $f(g)$) с определением текстурных характеристик (проводилось с использованием свободно распространяемого программного обеспечения MTEX) [22, 23];

- анализ субструктурной неоднородности материала по обобщенным прямым полюсным фигурам (ОППФ), представляющим собой распределение на стереографической проекции физического уширения β разных рентгеновских отражений, характеризующего степень искаженности кристаллической решетки (наклеп) [24, 25];

- анализ микроструктуры с определением среднего размера зерен по ГОСТ [26—28].

Анализ кристаллографической текстуры осуществлялся по характерным для ОЦК металлов сечениям ФРО при постоянных углах Эйлера φ₂ = 0 и 45° в интерпретации Бунге [22], которые содержат все возможные компоненты текстуры прокатки кубических металлов. Из количественных параметров текстуры, рассчитываемых из ФРО, использовался текстурный индекс (T_f), характеризующий степень выраженности (остроту) текстуры, который пропорционален квадрату значений ФРО и рассчитывается интегрированием по всему ориентационному пространству g :

$$T_f = \oint f(g)^2 dg. \quad (1)$$

Текстурный индекс T_f представляет собой степень преобладания зерен определенных ориентировок по сравнению с бестекстурным материалом, для которого вероятность обна-

ружения зерен любой ориентации одинакова и по условиям нормировки равна единице, в то время как для идеального монокристалла $T_f \rightarrow \infty$. При этом промежуточные значения параметра T_f отвечают постепенному усилению остроты текстуры. Количество оценить текстуру позволяют объемные доли (VF) отдельных компонент текстуры и их соотношения. В качестве основных компонент текстуры прокатки ЭТС принято рассматривать четыре аксиальные компоненты (также «волокна» от англ. *fiber*), т.е. суммы нескольких компонент, характеризующихся одинаковым кристаллографическим направлением:

- α -волокно, или $\{001\}\langle 111 \rangle \langle 110 \rangle$ — сумма компонент, для которых кристаллографическое направление $\langle 110 \rangle \parallel$ НП; основными его составляющими являются $\{001\}\langle 110 \rangle$, $\{113\}\langle 110 \rangle$, $\{112\}\langle 110 \rangle$ и $\{111\}\langle 110 \rangle$;

- α' -волокно, или $\{001\}\langle 111 \rangle \langle 210 \rangle$ — сумма компонент, для которых кристаллографическое направление $\langle 210 \rangle \parallel$ НП;

- γ -волокно, или $\{111\}\langle 110 \rangle \langle 112 \rangle$ — сумма компонент, для которых кристаллографическое направление $\langle 111 \rangle \parallel$ НН, т.е. кристаллографические плоскости $\{111\} \parallel$ ПП;

- λ -волокно, или $\{001\}\langle 110 \rangle \langle 100 \rangle$ — сумма компонент, для которых кристаллографическое направление $\langle 001 \rangle \parallel$ НН ($\{100\} \parallel$ ПП);

- η -волокно, или $\{100\}\langle 110 \rangle \langle 001 \rangle$ — сумма компонент, для которых кристаллографическое направление $\langle 100 \rangle \parallel$ НП; одна из его составляющих — так называемая компонента Госса $\{110\}\langle 001 \rangle$.

Определение VF проводилось интегрированием значений ФРО в пределах угла 15° -разориентации вокруг заданной компоненты.

В качестве интегрального количественного параметра текстуры, оказывающего влияние на магнитные свойства поликристаллического материала, оценивалась энергия магнитной анизотропии (\bar{E}_a), линейная связь которой с намагниченностью показана в разных исследованиях, например в работе [4] установлена следующая зависимость между \bar{E}_a и намагниченностью насыщения $I_{\text{нас}}$:

$$I_{50} = I_{\text{нас}}(1 - 0,19\bar{E}_a), \quad (2)$$

где I_{50} — намагниченность, измеренная при напряженности магнитного поля 5000 А/м. Таким образом, чем ниже значение \bar{E}_a , тем выше будет намагниченность при одинаковом поле и, соответственно, меньше величина

на работы на намагничивание. Непосредственно значение \bar{E}_a рассчитывается усреднением по всему ориентационному пространству g энергии магнитной анизотропии E_a определенной ориентировки с ФРО в качестве веса [1, 9]:

$$\bar{E}_a = \oint E_a(g) f(g) dg. \quad (3)$$

Здесь E_a для определенной ориентации зависит от химического состава стали и рассчитывается в соответствии с формулой:

$$E_a = (4,77 - 0,21256\% \text{Si} - 0,03816\% \text{Al}) \times (\alpha_1^2 \alpha_2^2 + \alpha_2^2 \alpha_3^2 + \alpha_3^2 \alpha_1^2), \quad (4)$$

где $\alpha_1, \alpha_2, \alpha_3$ — направляющие косинусы углов между направлением намагничивания и базисными осями кристалла. Таким образом, при постоянном содержании легирующих элементов энергия магнитной анизотропии зависит только от кристаллографической ориентации зерен [1].

Поскольку \bar{E}_a зависит от направления приложения магнитного поля в плоскости листа, определяемого углом θ относительно НП, оценивалась средняя арифметическая величина $\langle \bar{E}_a \rangle$ для диапазона θ от 0 (НП) до 90° (поперечное направление в листе — ПН) с шагом 5° , а также коэффициент изотропности $K_E, \%$, по значениям, соответствующим приложению поля в НП и ПН:

$$K_E = \frac{\bar{E}_a(\text{ПН}) - \bar{E}_a(\text{НП})}{\bar{E}_a(\text{ПН}) + \bar{E}_a(\text{НП})} 100. \quad (5)$$

Для анализа субструктурной неоднородности на дифрактометре D8 Discover (Bruker AXS) с системой поликапиллярной оптики (Polycap) и позиционно-чувствительным детектором (LynxEye) на CuK_α -излучении записывались ОППФ на отражениях (110) и (200). Корректировка профиля рентгеновских отражений осуществлялась по порошковому эталону LaB_6 (NIST SRM 660b). В качестве количественной характеристики оценивалась средневзвешенная по всей ОППФ полуширина $\langle \beta_{200} \rangle$, которая пропорциональна средней величине искаженности кристаллической структуры.

Анализ микроструктуры в образцах проводился согласно ГОСТ 5639—82 и ГОСТ 8233—56. Для получения изображений использовался оптический микроскоп ЕС МЕТАМ РВ22 с характеристиками объектива:

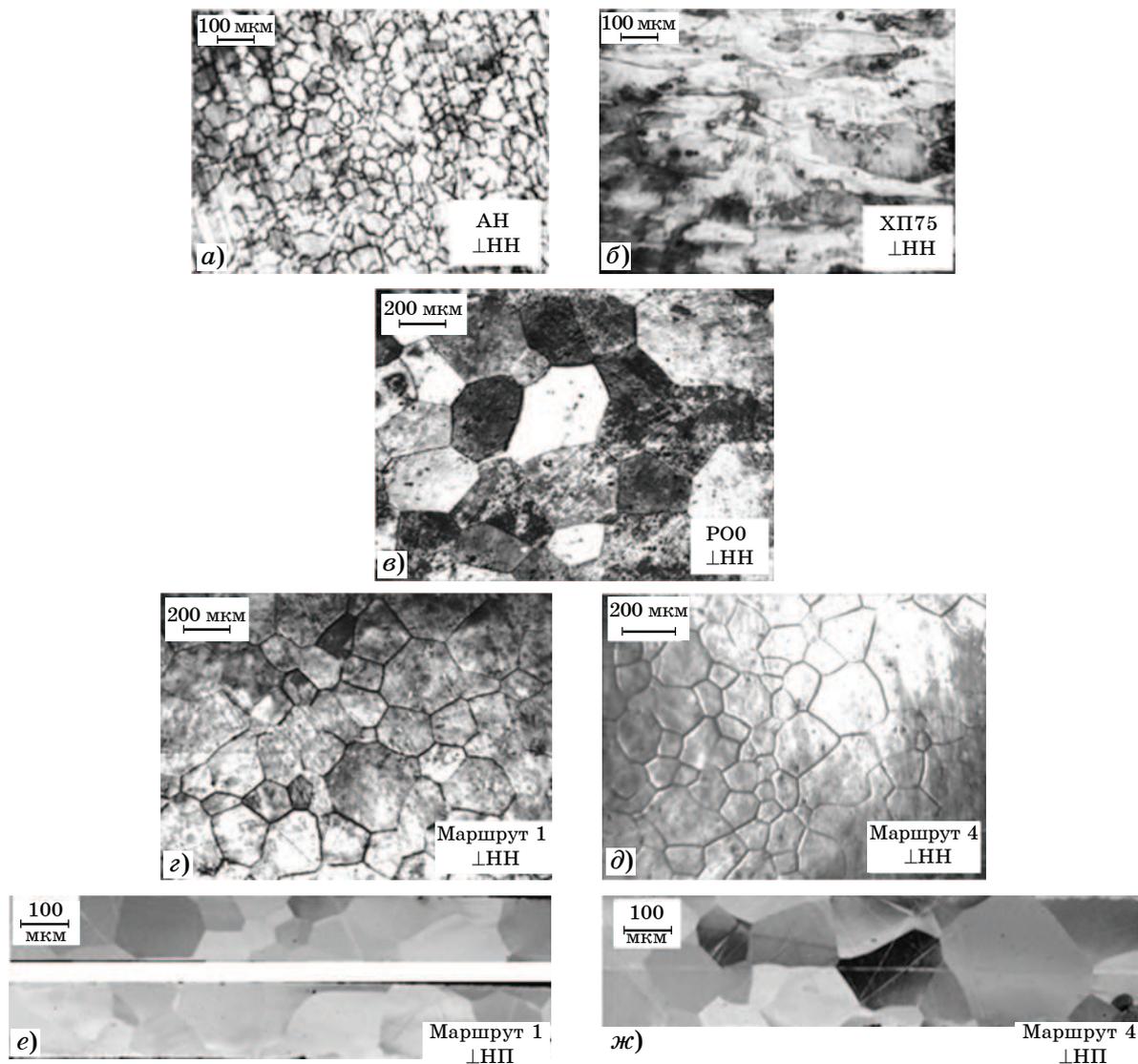
$F = 25$ мм, числовая апертура $A = 0,17$. Изображение микроструктуры анализировалось с использованием ПО «ВидеоТест — Структура 5.2». Среднее значение размера зерна $\langle d \rangle$ определялось методом подсчета пересечений зерен (метод секущих) в соответствии с ГОСТ 21073.3—75. Для каждого образца использовалось 10 линий, погрешность рассчитывалась как среднеквадратичное отклонение по формуле:

$$S_{\bar{x}} = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^N (x_i - \bar{x})^2}{N(N-1)}}, \quad (6)$$

где N — число измерений; x_i — полученное в каждом измерении значение размера зерна; \bar{x} — среднее значение размера зерна для каждого образца.

Результаты исследований и их обсуждение. Микроструктура. На фиг. 2 приведена микроструктура сталей на разных этапах лабораторной прокатки. В рекристаллизованном состоянии анализ проводился как в ПП листа, т.е. по поверхности \perp НН ($\langle d_{\text{НН}} \rangle$), так и на торцевых сечениях \perp НП ($\langle d_{\text{НП}} \rangle$); изображения для последних получены с помощью растрового электронного микроскопа.

На стадии нормализации исходные мелкие раздробленные после горячей прокатки зерна вырастают до размеров $\langle d \rangle = 68 \pm 6$ мкм (фиг. 2, а). После ХП наблюдается характерная вытянутость вдоль НП, или так называемая металлографическая текстура (фиг. 2, б), а на конечной стадии после РО происходит рост равноосных зерен. Размер зерна в образцах, изготовленных в лабора-



Фиг. 2. Микроструктура ЭТС на разных стадиях исследования: а — исходный лист в нормализованном состоянии; б — ХП до 75% деформации; в — штатный образец в РО состоянии; г, е — образец, изготовленный по маршруту 1, в РО состоянии; д, ж — образец, изготовленный по маршруту 4, в РО состоянии

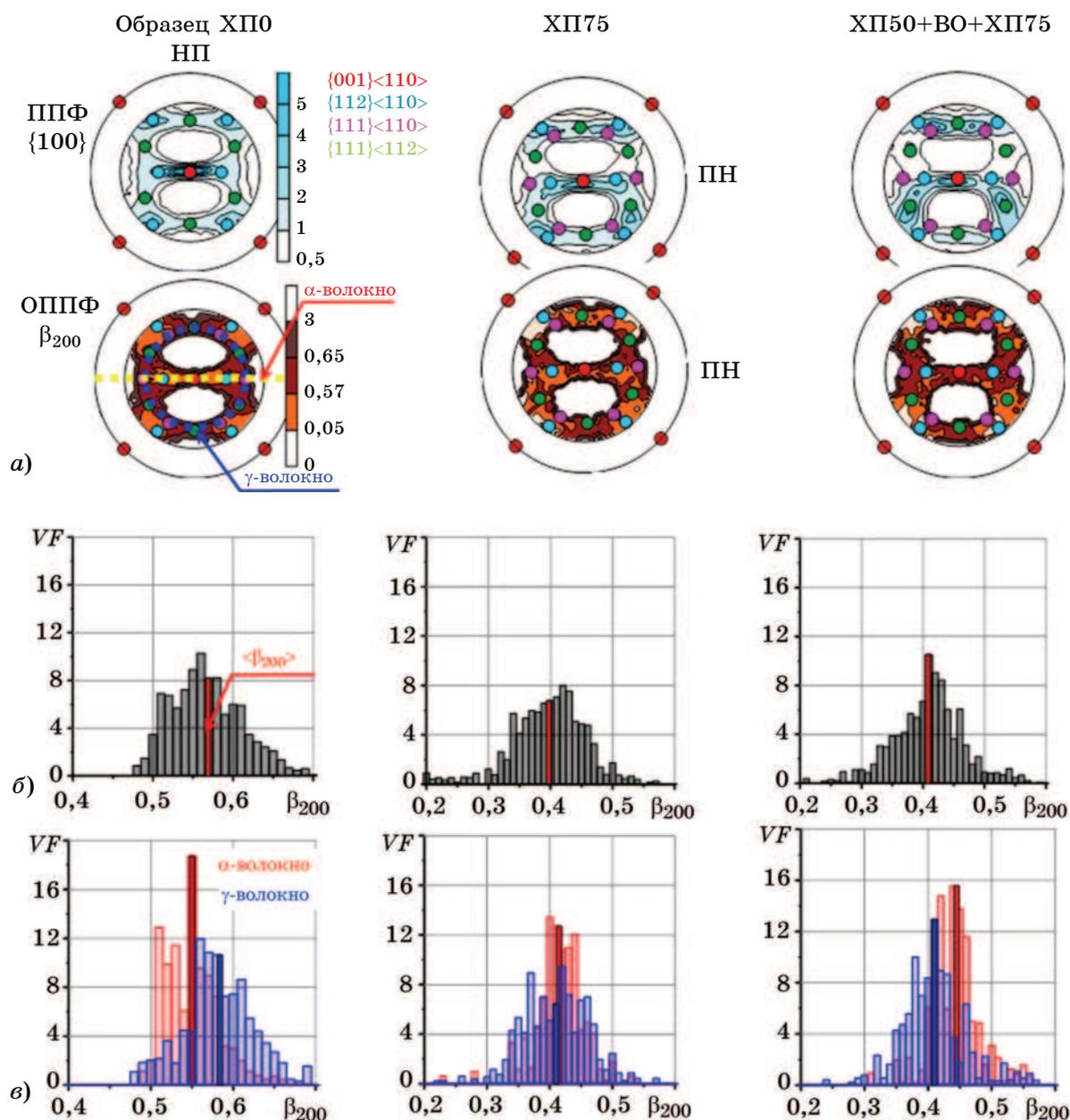
Параметры текстуры и структуры ЭТС на разных этапах обработки

№ п.п.	Слои	$\langle d_{\text{НН}} \rangle / \langle d_{\text{НП}} \rangle$, мкм	$\langle \beta_{200} \rangle$	T_f , отн. ед.	Объемная доля VF компоненты текстуры, %				K_E , %	$\langle \bar{E}_a \rangle$, $\times 10^4 \text{ Дж/м}^3$
					α -	γ -	λ -	η -		
0	«0»	—	0,57	2,5	43,5	19,4	25,1	6,8	—	—
	«0»	273/—	—	3,0	21,0	26,3	19,4	12,7	6,3	0,81
	«1/2»			4,7	20,2	26,8	11,2	7,1		
1	«0»	68/—	—	1,6	12,8	8,6	9,2	19,0	—	—
	«1/2»	—		4,5	55,0	23,8	25,6	2,9		
2	«0»	—	0,40	4,7	57,8	35,0	17,5	2,3	—	—
3	«0»	—	0,37	4,1	53,7	40,8	13,2	2,1	—	—
4	«0»	216/149	—	4,6	17,7	44,7	14,5	5,3	3,0	0,86
	«1/2»			4,4	18,4	41,5	13,8	6,2		
5	«0»	159/152	—	5,0	16,4	41,4	12,3	5,8	5,7	0,85
	«1/2»			3,9	21,0	35,9	15,4	6,5		
6	«0»	—	0,37	3,7	49,8	23,6	23,2	4,8	—	—
7	«0»	—	—	2,3	33,0	29,5	14,6	6,9	—	—
8	«0»	—	0,41	3,9	44,7	34,5	19,1	3,7	—	—
9	«0»	153/145	—	5,1	16,7	39,3	21,0	10,0	6,5	0,83
	«1/2»			3,8	20,4	31,7	19,4	9,8		
10	«0»	140/132	—	4,3	19,5	33,7	15,2	5,3	7,4	0,82
	«1/2»			4,1	22,3	29,9	22,7	7,1		

торных условиях, в среднем существенно ниже, чем в штатной ЭТС (фиг. 2, *е*), для которой $\langle d_{\text{НН}} \rangle = 273 \pm 13$ мкм. Наибольший размер зерна после РО ($\langle d_{\text{НН}} \rangle = 216 \pm 18$ мкм) среди лабораторных образцов выявлен для маршрута 1 без промежуточного ВО (табл. 2), и для него же наблюдается наибольшая анизотропия размеров ($\langle d_{\text{НП}} \rangle = 149 \pm 7$ мкм) (фиг. 2, *з*, *е*). Наименьший размер зерна имеет образец, отожженный в вакууме, $\langle d_{\text{НН}} \rangle = 140 \pm 10$ мкм (фиг. 2, *д*, *ж*). При этом наблюдаются отдельные зерна существенно бóльших размеров, что может свидетельствовать о начале вторичной рекристаллизации и негативно сказывается на свойствах изотропной ЭТС.

Субструктурная неоднородность. Компоненты α - и γ -волокон являются неотъемлемой частью прокатки ОЦК материалов, полностью нивелировать их не представляется возможным, однако изменить соотношение и

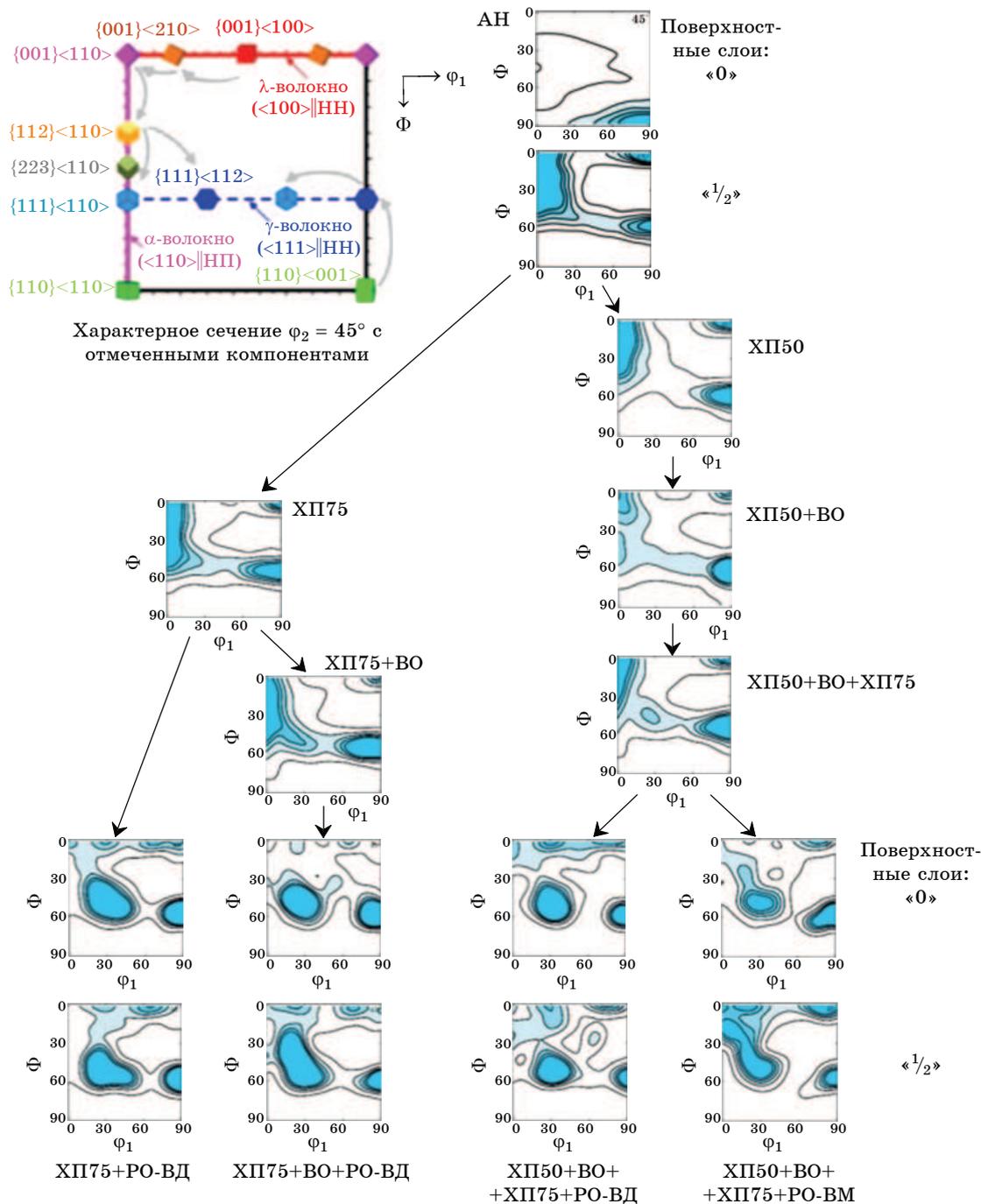
повысить долю компоненты $\{001\}\langle 110 \rangle$ — вполне реальная задача. На фиг. 3, *а* приведены ОППФ деформированных ХП образцов, представляющие собой экспериментальные ППФ и соответствующие им распределения физического уширения (β_{200}) на стереографической проекции. Разноцветными точками отмечены ориентировки, относящиеся к разным компонентам текстуры прокатки. Видно, что зерна α - и γ -волокон, формирующиеся при ХП за счет действия разных систем скольжения, в результате имеют разную запасенную энергию деформации (наклеп). Например, в образце, изготовленном по штатной технологии, зерна, относящиеся к γ -волокну, обладают большей величиной наклепа и повышенной мелкодисперсностью. Это наблюдается по различию величин β в точках, относящихся к разным компонентам текстуры: более темные области на ОППФ β_{200} , т.е. с высокими значениями β_{200} ,



Фиг. 3. Экспериментальные ППФ {100} и соответствующие им распределения физического уширения β_{200} на стереографической проекции образцов, прокатанных по разным маршрутам (а), распределение объемных долей (VF) зерен по величинам β_{200} для всех ориентаций (б), а также разделенные по компонентам α - и γ -волокон (в)

соответствуют компонентам $\{111\}\langle 110-112 \rangle$ (γ -волокно). Эти данные удобно анализировать по распределениям VF зерен по величинам β_{200} . Соответствующие гистограммы приведены на фиг. 3, б и в. При этом построены распределения как для всех ориентировок, так и отдельно для α -волокна (см. на ОПФ β_{200} желтый пунктир) и γ -волокна (синий пунктир). Суммирование проводилось в пределах 5° -разориентации. Видно, что значение средневзвешенной $\langle \beta_{200} \rangle$ для зерен γ -волокна выше в штатном образце.

В случае лабораторной прокатки ВО на промежуточных стадиях приводит к разному характеру разупрочнения γ - и α -волокон, что подтверждается снижением величины $\langle \beta_{200} \rangle$ для зерен γ -волокна, т.е. снижением наклепа (запасенной энергии). Поскольку движущей силой рекристаллизации является накопленная деформация, в процессе последующего РО можно ожидать снижение количества зародышей γ -волокна. В общем случае формирование текстуры рекристаллизации происходит путем зарождения и роста центров рек-



Фиг. 4. Сечения ФРО при $\varphi_2 = 45^\circ$ для образцов ЭТС с разных этапов лабораторной прокатки

ристаллизации определенной ориентировки или ориентировок, поэтому в отличие от текстуры деформации на текстуру рекристаллизации влияет большее число факторов.

Известны три варианта эволюции текстуры в процессе РО. Один из них — это переход текстуры деформации в тождественную ей текстуру рекристаллизации, т.е. зерна после рекристаллизации приобретают ориентировку, которую имели исходные деформированные зерна. Во втором варианте текстура

исходных деформированных зерен будет отличаться от нее текстурой рекристаллизации. В третьем варианте зерна после РО могут иметь хаотичную ориентацию кристаллов, несмотря на то, что после деформации металл был текстурирован.

Текстура. Сечения ФРО образцов на разных этапах лабораторной прокатки для всех маршрутов показаны на фиг. 4, а в табл. 2 собраны характеристики текстуры и структуры ЭТС.

Анализ полученных данных свидетельствует о следующем:

- исходная текстура после нормализации неоднородна по толщине листа: во внешних слоях она характеризуется компонентой $\{110\}\langle 001\rangle$, а во внутренних — типичной текстурой прокатки из суммы α - и γ -волокон;

- уже после 50% деформации прокаткой вне зависимости от исходной текстуры материал характеризуется суммой текстурных компонент α - и γ -волокон, при этом наиболее выраженными максимумами являются $\{001\}\langle 110\rangle$ и $\{111\}\langle 112\rangle$, а также $\{554\}\langle 225\rangle$;

- возврат не приводит к существенному изменению текстуры, основные ее компоненты сохраняются, но происходит небольшое рассеяние, выражающееся в некотором снижении T_f , что типично для возврата; также по значениям параметров из табл. 2 можно заметить небольшое перераспределение объемных долей α - и γ -волокон в пользу последнего, при этом величина $\langle \beta_{200} \rangle$ после ВО снижается, что подтверждает снятие наклепа;

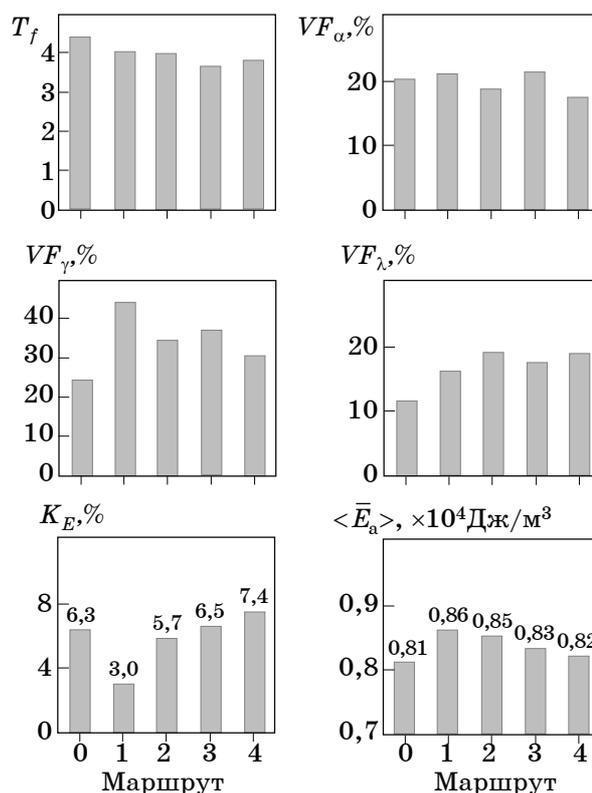
- рекристаллизационный отжиг приводит к формированию довольно однородной по сравнению с исходным состоянием текстуры по толщине листа, с преобладанием типичной для рекристаллизации ОЦК металлов компоненты α' -волокна ($\langle 210 \rangle \parallel \text{НП}$), а также компоненты $\{111\}\langle 112 \rangle$.

По данным табл. 2 построены гистограммы параметров текстуры для разных маршрутов (фиг. 5). На графиках проведено усреднение значений для поверхностных и центральных слоев, учитывая их небольшое различие. Анализируя совокупность полученных данных, можно отметить:

- обнаруженную и подтвержденную с помощью ОППФ неоднородность процессов зарождения и роста зерен разных компонент текстуры в процессе РО, обусловленную неоднородным распределением накопленной энергии искаженности решетки (наклепа) в процессе деформации;

- снижение в модельных образцах доли отрицательно влияющего на магнитные потери γ -волокна после ВО и сопутствующий рост λ -волокна, являющегося предпочтительным для динамных ЭТС;

- проведение ВО на промежуточной стадии прокатки (~50% деформации) оказывает более благоприятное влияние на конеч-



Фиг. 5. Распределение параметров текстуры образцов в рекристаллизованном состоянии для разных маршрутов

ную текстуру, чем разупрочнение непосредственно перед РО;

- наиболее изотропные магнитные свойства наблюдаются для маршрута 1, однако повышенное значение $\langle \bar{E}_a \rangle$ в рассматриваемых условиях не позволяет его считать оптимальным; наименьшее значение $\langle \bar{E}_a \rangle$ среди лабораторных образцов наблюдается для маршрута 4, однако при этом выше коэффициент анизотропии, поэтому в качестве оптимального можно выбрать маршрут 3;

- отжиг в вакууме приводит к формированию более мелкодисперсной структуры с оптимальным для динамных ЭТС размером зерен ~140 мкм, но разброс размеров при этом выше, что неблагоприятно для магнитных свойств. Кроме того, в этом случае выше посылная неоднородность текстуры (по объемной доле λ -волокна).

Несмотря на то, что параметры анизотропии маршрутов 3 и 4 сопоставимы со штатной технологией, для которой деформации за проход должны быть больше, чем при лабораторном маршруте без ВО, они более оптимальны. Объемная доля γ -волокна в образце, изготовленном по маршруту 4, немного ниже, что делает его предпочтительным, однако

рост больших зерен неблагоприятно скажется на магнитных потерях, к тому же РО в вакууме сопряжен с существенными технологическими трудностями. Таким образом, можно рекомендовать проведение ВО на промежуточных стадиях прокатки в районе 50% деформации, а также проведение дополнительных исследований о совместном влиянии ВО и среды РО на процессы формирования текстуры ЭТС.

Выводы. 1. Исследована послойная неоднородность текстуры исходного листа электротехнической стали (ЭТС) марки 2414 (ГОСТ 21427.2—83) толщиной 2 мм. Показано, что, несмотря на исходную послойную неоднородность по толщине листа, характеризующуюся текстурной компонентой $\{110\}\langle 001\rangle$ во внешних слоях и типичной для ОЦК металлов комбинацией текстурных компонент α - и γ -волокон в центральных, в процессе холодной прокатки (ХП) происходит формирование более однородной текстуры ($\alpha + \gamma$)-волокон.

2. Выявлена неоднородность распределения накопленной энергии искаженности решетки (наклепа) в разных компонентах текстуры прокатки, которая в процессе последующего рекристаллизационного отжига (РО) обуславливает неоднородность зарождения и роста зерен с ориентацией $\langle 210\rangle \parallel$ НП (α' -волокно) и $\{111\}\langle 112\rangle$, различающихся размерами (НП — направление прокатки).

3. Установлено, что проведение возвратного отжига на этапе 50% холодной деформации при 400 °С в течение 30 мин приводит к перераспределению степени накопленной искаженности кристаллической решетки разных компонент текстуры и при последующем РО позволяет получить оптимальный размер зерна 150 ± 10 мкм и более однородное распределение компоненты текстуры λ -волокон по сечению листа с его повышенной объемной долей, способствующей снижению магнитных потерь.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Cullity, B.D. Introduction to magnetic materials / B.D. Cullity, C.D. Graham. — N.J. : John Wiley & Sons, Inc, 2009. 544 p.
2. Rebouças Filho, P.P. New approach to evaluate a non-grain oriented electrical steel electromagnetic performance using photomicrographic analysis via digital image processing / P.P. Rebouças Filho [et al.] // J. Mater. Res. Technol. 2019. V.8. №1. P.112—126.
3. Dou, W.X. The significance of microstructure and texture on magnetic properties of non-oriented silicon

- steel: Strip casting versus conventional process / W.X. Dou [et al.] // Steel Res. Int. 2020. V.91. №1. P.1—10.
4. Гервасьева, И.В. Текстурные и структурные преобразования в изотропной электротехнической стали / И.В. Гервасьева, В.А. Зимин // Физика металлов и металловедение. 2009. Т.108. Вып.5. С.482—493.
 5. Yonamine, T. Correlation between magnetic properties and crystallographic texture of silicon steel / T. Yonamine, F.J.G. Landgraf // J. Magn. Magn. Mater. 2004.V. 272—276, № SUPPL. 1. P. E565—E566. doi:10.1016/j.jmmm.2003.12.1220.
 6. Shiozaki, M. Anisotropy of magnetic properties in non-oriented electrical steel sheets / M. Shiozaki, Y. Kurosaki // Textures Microstruct. 1989. V.11. №2—4. P.159—170.
 7. Новиков, И.И. Теория термической обработки металлов / И.И. Новиков. — М. : Металлургия, 1986. 479 с.
 8. Chwastek, K.R. A description for the anisotropy of magnetic properties of grain-oriented steels / K.R. Chwastek, A.P.S. Baghel, M.F. de Campos, S.V. Kulkarni, J. Szczyglowski // IEEE Trans Magn. 2015. V.51. №12.P.1—5.
 9. Wu, W. Effects of punching process on crystal orientations, magnetic and mechanical properties in non-oriented silicon steel / W. Wu [et al.] // J. Magn. Magn. Mater. 2017. V.444. P.211—217.
 10. Чеглов, А.Е. Совершенствование технологии термической обработки горячекатаного подката высоколегированной электротехнической изотропной стали / А.Е. Чеглов // Сталь. 1999. Вып.10. С.62—65.
 11. Hayakawa, Y. Orientation relationship between primary and secondary recrystallized texture in electrical steel / Y. Hayakawa, M. Kurosawa // Acta Mater. 2002. V.50. P.4527—4534.
 12. Mehdi, M. Texture evolution of a 2.8 wt.% Si non-oriented electrical steel during hot band annealing / M. Mehdi [et al.] // IOP Conf. Ser. Mater. Sci. Eng. 2018. V.375. №1. Art.012014. 8 p. doi:10.1088/1757-899X/375/1/012014.
 13. Xu, Y. Effect of cold rolling process on microstructure, texture and properties of strip cast Fe-2.6% Si steel / Xu Y. [et al.] // Mater. (Basel). 2018. V.11. Art.1161. 12 p. doi:10.3390/ma11071161.
 14. Hongjiang, P. The effect of recrystallization texture and grain size on magnetic properties of 6.5% Si electrical steel / P. Hongjiang, Z. Zhihao, X. Jianxin // J. Magn. Magn. Mater. 2015. Vol.401. P.625—632.
 15. Yunbo, Xu. Effect of cold rolling process on microstructure, texture and properties of strip cast Fe-2.6% Si steel / Yunbo Xu, Haitao Jiao, Wenzheng Qiu, Raja Devesh Kumar Misra, Jianping Li // Materials. 2018. V.11. №1161. 12 p.
 16. Cong, J.Q. Texture evolution during recrystallization and grain growth in non-oriented electrical steel produced by compact strip production process / J.Q. Cong [et al.] // Materials. 2022. V.15. P.1—14.
 17. Дружинин, В.В. Магнитные свойства электротехнической стали / В.В. Дружинин. — М.: Энергия, 1974. 240 с.
 18. Перлович, Ю.А. Структурная неоднородность текстурованных металлургических материалов / Ю.А. Перлович, М.Г. Исаенкова. — М. : Изд. НИЯУ МИФИ, 2015. 396 с.

19. *Benatti, E.A.* Generalized pole figures from post-processing whole Debye–Scherrer patterns for microstructural analysis on deformed materials / E.A. Benatti [et al.] // *J. Synchrotron Radiation*. 2022. V.29. P.732–748.
20. *Перлович, Ю.А.* Современные методы экспериментального построения текстурных прямых полных полюсных фигур по рентгеновским данным / Ю.А. Перлович, М.Г. Исаенкова, В.А. Фесенко // *Зав. лаб. Диагностика материалов*. 2013. Т.79. №7. Ч.1. С.25–32.
21. *Isaenkova, M.* Modern methods of experimental construction of texture complete direct pole figures by using X-ray data / M. Isaenkova, Yu. Perlovich, V. Fesenko // *IOP Conf. Ser. : Mater. Sci. Eng.* 2016. V.130. Art.012055. 9 p. doi:10.1088/1757-899X/130/1/012055.
22. *Bunge, H.J.* Texture analysis in materials science / H.J. Bunge. — L. : Butterworth, 1982. 593 p.
23. *MTEX Toolbox* [Электронный ресурс]. Режим доступа: <https://mtex-toolbox.github.io/index.html>
24. *Перлович, Ю.А.* Исследование субструктурной неоднородности текстурованных материалов рентгеновским методом обобщенных прямых полюсных фигур / Ю.А. Перлович, М.Г. Исаенкова, О.А. Крымская, Я.А. Бабич, В.А. Фесенко // *Зав. лаб. Диагностика материалов*. 2020. Т.86. №5. С.22–30.
25. *Isaenkova, M.* Practical applications of the method of generalized pole figures / M. Isaenkova, Yu. Perlovich, V. Fesenko, O. Krymskaya, P. Dobrokhotov // *IOP Conf. Series: Mater. Sci. Eng.* 2015. V.82. Art. 012075. 5 p.
26. ГОСТ 5639–82. Методы выявления и определения величины зерна. — М. : Изд-во стандартов, 1983. 14 с.
27. ГОСТ 8233–56. Эталоны микроструктуры. — М. : Изд-во стандартов, 1957. 12 с.
28. ГОСТ 21073.3–75. Определение величины зерна методом подсчета пересечений зерен. — М. : Изд-во стандартов, 1976. 15 с.