

СТРУКТУРА,
ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ

УДК 669.1'782:620.186

ВЛИЯНИЕ СВЕРХБЫСТРОГО НАГРЕВА
ПЕРЕД ОБЕЗУГЛЕРОЖИВАЮЩИМ ОТЖИГОМ
НА СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И СВОЙСТВА
ТЕХНИЧЕСКОГО СПЛАВА Fe–3% Si

© 2020 г. А. А. Редикульцев^{а, *}, С. В. Акулов^а, Л. С. Каренина^а, О. В. Первушина^а, Ф. В. Минеев^а

^аОбщество с ограниченной ответственностью “ВИЗ-Сталь”,
ул. Кирова, 28, ГСП-714, Екатеринбург, 620219 Россия

*e-mail: redikultsev@mail.ru

Поступила в редакцию 14.05.2020 г.

После доработки 02.06.2020 г.

Принята к публикации 06.06.2020 г.

Для технического сплава Fe–3% Si (электротехническая анизотропная сталь) исследовано влияние сверхбыстрого (индукционного) нагрева полосы со скоростью $\sim 100^\circ\text{C}/\text{с}$ после первой холодной прокатки перед рекристаллизационно-обезуглероживающим отжигом на магнитные свойства готового продукта. Показано, что относительно образцов сравнения, сверхбыстрый нагрев приводит: 1) после рекристаллизационно-обезуглероживающего отжига к увеличению среднего размера ферритного зерна; в подповерхностном слое к усилению ребровой компоненты текстуры $\{110\}\langle 001 \rangle$ и понижению доли компоненты $\{111\}\langle 112 \rangle$; 2) после второй холодной прокатки в подповерхностном слое на финальных стадиях отжига перед вторичной рекристаллизацией – к усилению остроты компоненты $\{110\}\langle 001 \rangle$; 3) в готовом продукте, прошедшем вторичную рекристаллизацию, – к уменьшению среднего размера макрозерна в 1.5 раза (с ~ 9 до ~ 6 мм) и уменьшению среднего угла отклонения осей легкого намагничивания $\langle 001 \rangle$ от направления прокатки с $\sim 7^\circ$ до $\sim 6^\circ$. Магнитные свойства исследованного материала во всех случаях превосходят уровень свойств металла сравнения. Влияние сверхбыстрого нагрева на текстурные преобразования в сплаве и формирование конечных свойств объяснены различными местами зарождения зерен разных ориентировок при первичной рекристаллизации.

Ключевые слова: технический сплав Fe–3% Si, холодная прокатка, обезуглероживание, сверхбыстрый нагрев, первичная рекристаллизация, текстура, магнитные свойства

DOI: 10.31857/S0015323020100095

ВВЕДЕНИЕ

До настоящего времени электротехническая анизотропная сталь (ЭАС, или трансформаторная сталь, или технический сплав Fe–3% Si) остается основным материалом, используемым для производства магнитопроводов – преобразующих электромагнитную энергию устройств. По этой причине улучшение функциональных свойств ЭАС, главным образом, удельных магнитных потерь и магнитной индукции, является актуальным вопросом современных исследований [1–3].

Влияние скорости нагрева на структурные превращения и комплекс физико-механических свойств при производстве различных классов сталей в настоящее время также является предметом интенсивных исследований [4–6]. При производстве ЭАС сверхбыстрый нагрев [7, 8] нашел применение перед обезуглероживающим отжигом полос металла в технологии производства стали с

азотированием при термической обработке [7, 8]. Использование сверхбыстрого, обычно индукционного, нагрева полос после однократной холодной прокатки перед обезуглероживанием приводит к значимому улучшению магнитных свойств готового продукта.

Применение сверхбыстрого нагрева перед обезуглероживающим отжигом для практикуемого в России нитридно-медного варианта технологии производства ЭАС [9, 10] ранее не исследовалось. Причина этого связана с тем, что обезуглероживающий отжиг в этом случае осуществляется после первой холодной прокатки, после отжига производится вторая холодная прокатка с обжатием более 60%, за которой сразу следует высокотемпературный отжиг. В связи с этим влияние ускоренного нагрева полосы перед обезуглероживанием на механизмы формирования текстуры (и как следствие магнитные

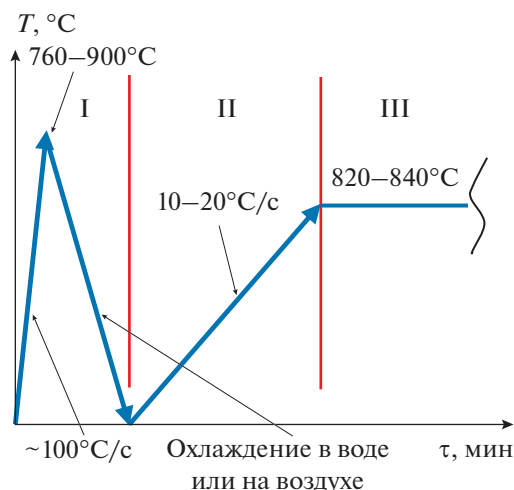


Рис. 1. Схематическое изображение режима термической обработки.

свойства) готового металла, полученного по нитридно-медной технологии, предполагалось не значимым. Однако в ходе проведенных исследований было показано [11], что индукционный нагрев металла перед обезуглероживающим отжигом после первой холодной прокатки приводит к стабильному улучшению магнитных свойств ЭАС.

Цель настоящей работы — исследование влияния сверхбыстрого (индукционного) нагрева перед обезуглероживающим отжигом после первой холодной прокатки на структурные и текстурные изменения в электротехнической стали применяемого в России нитридно-медного варианта производства и ее финальные магнитные свойства.

МЕТОДИКА

Исследования проводили на образцах ЭАС, полученной по нитридно-медному варианту технологии [9, 10], размером 40×280 мм, отобранных от полос стали толщиной 0.65 мм после первой холодной прокатки перед обезуглероживающим отжигом.

Для моделирования ускоренного нагрева перед обезуглероживающим отжигом образцы (опытный металл) подвергали нагреву в лабораторной индукционной печи со скоростью $\sim 100^\circ\text{C/c}$ до температур 760, 840 и 900°C . Для контроля температуры нагрева использовалась контактная термопара. Часть образцов после нагрева до заданной температуры охлаждали в воде (обозначение “W”), другую часть охлаждали на воздухе (обозначение “D”). Затем сплав проходил обезуглероживание во влажной азото-водородной атмосфере [12, 13].

Принципиальная схема экспериментальной термической обработки приведена на рис. 1: участок I — нагрев полосы и охлаждение на воздухе,

участок II — стандартный нагрев полосы (скорость $10-20^\circ\text{C/c}$) и участок III — выдержка (непосредственно обезуглероживание) при температуре $820-840^\circ\text{C}$.

Далее сплав обрабатывали в лабораторных условиях по технологии, принятой для нитридно-медного варианта с толщиной полосы 0.27 мм [9].

Металлографические исследования микроструктуры осуществляли на оптическом микроскопе Neophot-2M. Шлифы готовили механическим полированием и подвергали травлению в 4%-ном спиртовом растворе H_2SO_4 . Для выявления макроструктуры готовой ЭАС образцы травили в водном растворе 35%-ной соляной кислоты, нагретом до 80°C .

Определение текстурных характеристик осуществляли на дифрактометре ДРОН-2, оборудованном специальной автоматической приставкой, в характеристическом $K\alpha$ Mo-излучении. Рентгеновские съемки проводили со слоя, находящегося на расстоянии $\sim 1/8$ толщины от поверхности — области наиболее вероятного образования зародышей аномального роста с госсовской ориентировкой при высокотемпературном отжиге согласно [14]. Анализ текстуры проводили методом построения функций распределения ориентаций (ФРО) по Роэ [15].

Для выявления отличий в формировании текстуры в опытном металле и металле сравнения (без сверхбыстрого нагрева) проводили исследования участков еще не поглощенной матрицы вблизи фронта вторичной рекристаллизации при финальном высокотемпературном отжиге после второй холодной прокатки. Для этого образцы подвергали отжигу с градиентом температур по длине образца от 700 до 1100°C . Вблизи границ вторичнорекристаллизованных зерен отбирали пробы матрицы, претерпевшей нормальный рост зерна, которые подвергали дальнейшему исследованию.

Магнитные свойства (потери $P_{1.7/50}$ и индукцию B_{800} [9]) сплава измеряли в однополосочном аппарате TWM-8S. Магнитную индукцию определяли при напряженности магнитного поля 800 А/м. Магнитные потери определяли при индукции 1.7 Тл и частоте перемагничивания 50 Гц. Погрешности определения: магнитной индукции $B \pm 0.5\% \pm 2$ единицы последнего разряда, магнитных потерь $P \pm 0.5\% \pm 2$ единицы последнего разряда. Все полученные данные усредняли по десяти измерениям. По величине магнитной индукции по формуле из работы [14]: $B_{800} = 2.05 - 0.025\Delta\theta$ определяли средний угол отклонения ($\Delta\theta$) осей легкого намагничивания $\langle 001 \rangle$ от направления прокатки.

В качестве лабораторной принята система координат, оси которой связаны с направлением холодной прокатки (НП), нормалью к ее плоско-

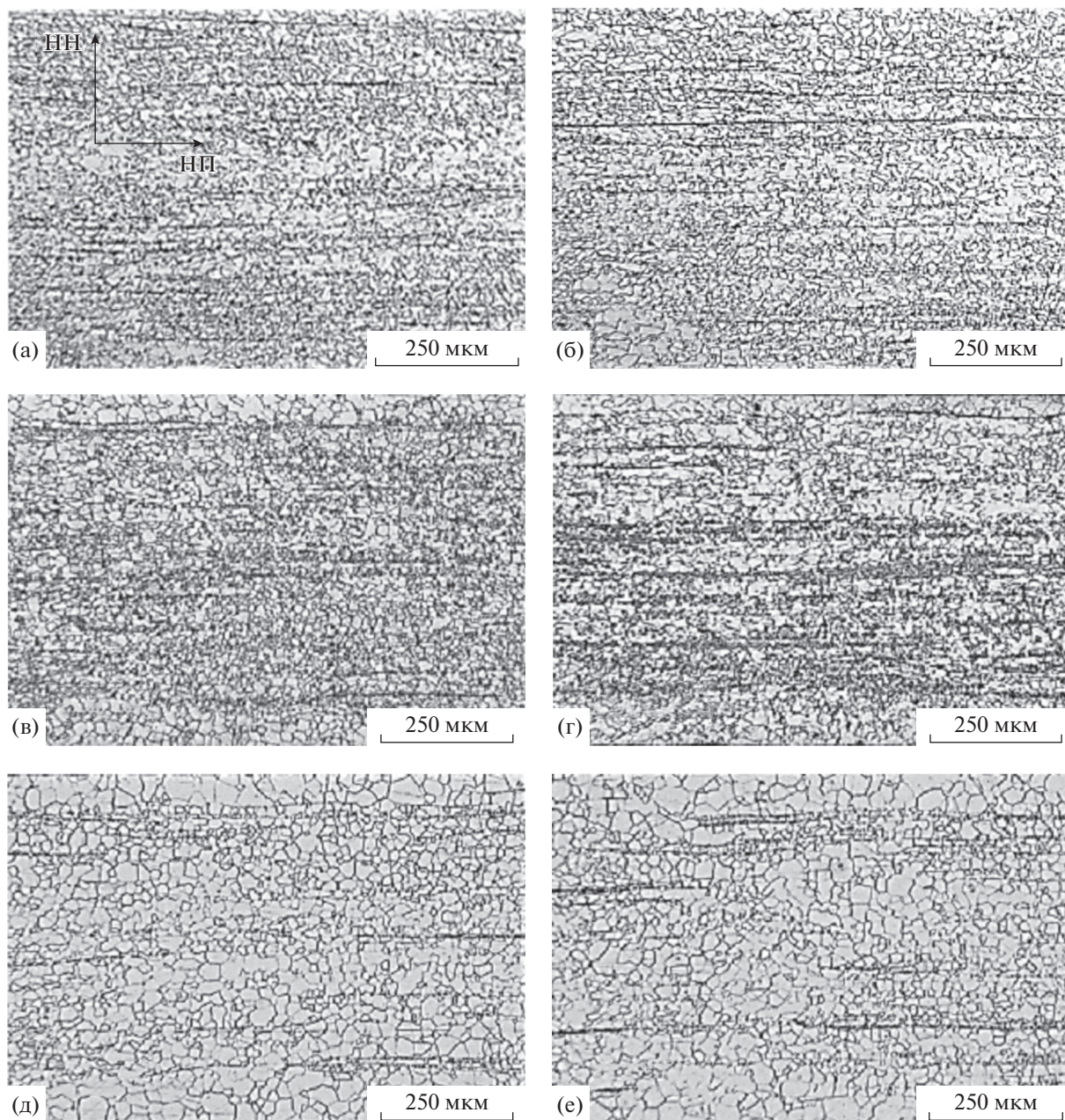


Рис. 2. Структура металла после сверхбыстрого нагрева: а, б – сверхбыстрый нагрев до 760°С; в, г – сверхбыстрый нагрев до 840°С; д, е – сверхбыстрый нагрев до 900°С; а, в, д – охлаждение на воздухе (D); б, г, е – охлаждение в воде (W).

сти (НН) и перпендикулярным им направлением (ПН), так что все три направления образуют правую тройку векторов.

РЕЗУЛЬТАТЫ

Металл, прошедший сверхбыстрый нагрев (участок I, рис. 1), характеризовался полностью рекристаллизованной структурой (рис. 2). Образцы “W” и “D” практически не имели отличий ни в морфологии зеренной структуры, ни в располо-

жении и толщине строчек цементита при одной и той же температуре нагрева.

После проведения обезуглероживающего отжига (ОО) (участок III, рис. 1) в опытном металле и металле сравнения получено практически одинаковое содержание углерода – менее 0.002 мас. %. После отжига образцы “W” и “D” также не имели видимых отличий. Весь опытный металл характеризовался большим (на ~1–2 мкм) средним размером ферритного зерна относительно металла сравнения. Особенно данный эффект заметен при повышении температуры нагрева (табл. 1).

Таблица 1. Свойства опытного металла и металла сравнения

Обработка	Средний размер зерна после ОО, мкм	Конечные магнитные свойства	
		$P_{1.7/50}$, Вт/кг	B_{800} , Тл
Индукционный нагрев перед ОО до 760°C	14.3	1.00	1.870
Индукционный нагрев перед ОО до 840°C	14.7	0.98	1.875
Индукционный нагрев перед ОО до 900°C	15.1	1.00	1.870
Стандартный ОО	14.0	1.03	1.870

Для всех температур сверхбыстрого нагрева на опытном металле получен идентичный набор текстурных компонент с рядом характерных особенностей (рис. 3) по отношению к металлу сравнения: 1) повышенная доля совершенной компоненты $\{110\}\langle 001\rangle$ (значения ФРО увеличиваются с 1.3 до 2.3); 2) пониженная доля компоненты $\{111\}\langle 112\rangle$ (значения ФРО уменьшаются с 2.7 до 1.9).

Образцы опытного металла и металла сравнения после второй холодной прокатки имели характерную структуру деформации и не имели заметных отличий в текстурном состоянии.

После заключительного высокотемпературного отжига для опытного металла, независимо от температуры сверхбыстрого нагрева, получено существенное уменьшение конечного размера вторично рекристаллизованного зерна, в среднем с ~ 9 до ~ 6 мкм.

Отжиг в градиенте температур показал, что участки не поглощенной матрицы вблизи фронта вторичной рекристаллизации металла, подвергнутого сверхбыстрому нагреву, характеризовались сильной текстурной компонентой $\{110\}\langle 001\rangle$ (значение ФРО – 3.3) и компонентами $\{111\}\langle 110\rangle$ (значение ФРО – 3.9), также в текстуре присутствовала компонента $\{100\}\langle 110\rangle$ (значение ФРО – 2.1) (рис. 4). Металл сравнения вблизи фронта вторичной рекристаллизации характеризовался слабой компонентой $\{110\}\langle 001\rangle$ (значение ФРО – 1.3) и сильными, но рассеянными, компонентами $\{110\}\langle uvw\rangle$ (значение ФРО – 1.1) и $\{111\}\langle 110\rangle$ (значение ФРО – 3.9), также присутствовала компонента $\{100\}\langle 110\rangle$ (значение ФРО – 1.7). Таким образом, сверхбыстрый нагрев образцов перед рекристаллизационно-обезуглероживающим отжигом привел к заметному усилению интенсивности и остроты текстуры Госсса в подповерхностном слое перед вторичной рекристаллизацией после второй холодной прокатки (аналогично состоянию после обезуглероживающего отжига, рис. 3).

В связи с тем, что опытный металл и металл сравнения после обезуглероживания обрабатывали в идентичных условиях, очевидно, что полученные в результате сверхбыстрого нагрева текстурные и структурные изменения реализуются в виде особенностей первичной рекристаллизации

и последующего нормального роста зерна на стадиях обработки, соответствующих участкам I–III, рис. 1. Усиление текстуры $\{110\}\langle 001\rangle$ в процессе первичной рекристаллизации при наличии дополнительных энергетических (температурных) воздействий после холодной деформации надежно установлено в работах [16–19].

Хорошо известно [20–23], что ориентировка $\{110\}\langle 001\rangle$ устойчиво возникает в полосах сдвига в процессе холодной прокатки монокристаллов или зерен (в поликристаллах) с ориентировками $\{111\}\langle 112\rangle$. Эти области имеют большую накопленную энергию деформации и, как следствие, высокий стимул к рекристаллизации. Зарождение других ориентировок, составляющих текстуру первичной рекристаллизации, происходит не только в полосах сдвига, но также около высокоугловых границ, разделяющих деформированные матричные зерна [24]. Последнее требует увеличения времени и/или температуры нагрева для устранения сегрегаций или дисперсных выделений, тормозящих процесс формирования новых зерен.

Сверхбыстрый нагрев существенно сокращает время развития диффузии “инородных” атомов, сопутствующей процессам образования зародышей первичной рекристаллизации, и, соответственно, дает преимущество зарождению и развитию зерен с ориентировкой $\{110\}\langle 001\rangle$ в полосах сдвига. Протекание нормального роста первично-рекристаллизованных зерен в таком случае может приводить к усилению основной ориентировки $\{110\}\langle 001\rangle$ согласно [25], или меньшему ее ослаблению, по сравнению с другими компонентами [26].

Наличие сравнительно сильной ориентировки $\{110\}\langle 001\rangle$ в подповерхностных слоях материала после рекристаллизационно-обезуглероживающего отжига при дальнейшей обработке приводит по механизму текстурной наследственности [27] к увеличению количества зародышей аномального роста с острой госссовской ориентировкой при вторичной рекристаллизации, то есть, в том числе к уменьшению размера макрозерна.

Магнитные свойства исследованного сплава приведены в табл.1. Для всех обработок свойства опытного металла превосходят уровень свойств металла сравнения. Для сплава, обработанного

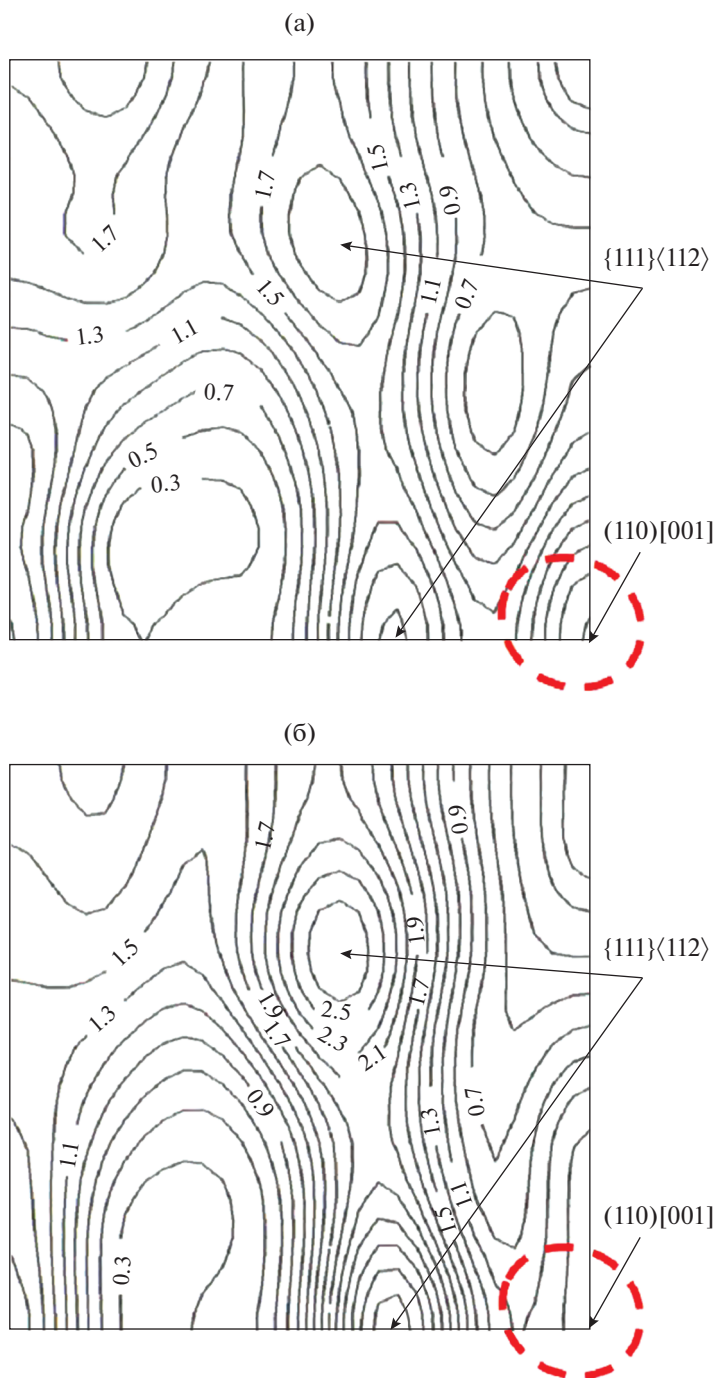


Рис. 3. Изменение текстуры стали после обезуглероживающего отжига при толщине 0.65 мм (ФРО по Роэ, сечение $\Phi = 45^\circ$, $1/8$ толщины полосы): а – сверхбыстрый нагрев до 840°C ; б – металл сравнения.

при $T = 840^\circ\text{C}$, уровень достигаемых свойств являлся самым лучшим среди всего обработанного в настоящей работе металла – 0.98 Вт/кг , что для пластин толщиной 0.27 мм соответствует уровню свойств высокопроницаемой электротехнической анизотропной стали [9]. При температуре нагрева 900°C разброс значений потерь значительно увеличивается (доверительный интервал увеличивается с

0.008 Вт/кг для $760\text{--}840^\circ\text{C}$ до 0.02 Вт/кг при 900°C). Что говорит о начале деградации свойств и достижении верхней границы по температуре нагрева. Разница в уровне потерь $P_{1.7/50}$ и индукции B_{800} для металла, подвергнутого сверхбыстрому нагреву до 840°C , и металла сравнения составляет, в среднем: для $P_{1.7/50}$ – 0.05 Вт/кг ; для B_{800} – 0.01 Тл .

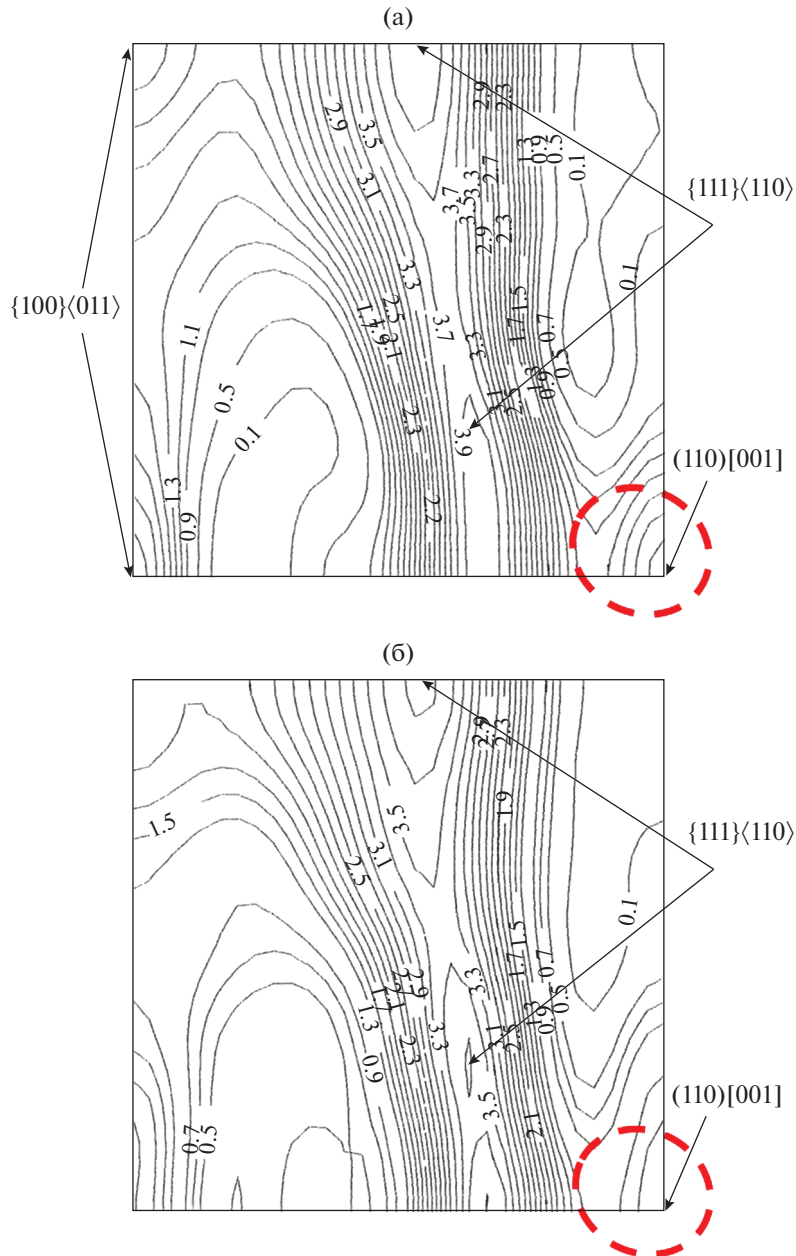


Рис. 4. Изменение текстуры стали вблизи фронта вторичной рекристаллизации, толщина полосы 0.30 мм (ФРО по Роэ, сечение $\Phi = 45^\circ$, $1/8$ толщины полосы): а – сверхбыстрый нагрев до 840°C ; б – металл сравнения.

В проведенных экспериментах не зафиксировано влияния скорости охлаждения полосы на воздухе “D” или в воде “W” на уровень магнитных свойств опытного металла, несмотря на то что разница в скоростях охлаждения для опробованных диапазонов температур сверхбыстрого нагрева составляет примерно два порядка. Очевидно, что с учетом полного прохождения рекристаллизации после индукционной обработки (рис. 2) на образцах “W” и “D”, охлаждению подвергался уже рекристаллизованный металл. Следовательно, основными факторами, влияющими

на свойства металла, в данном эксперименте явились скорость и температура нагрева полосы. Рекристаллизованная структура после сверхбыстрого нагрева и отсутствие влияния скорости охлаждения на итоговые свойства сплава говорят о том, что полученный эффект от обработки – сверхбыстрый нагрев, охлаждение до комнатной температуры, повторный стандартный нагрев с последующим обезуглероживанием (рис. 1), принципиально не должен отличаться от эффекта обработки, проведенной в один этап – сверхбыстрый нагрев до тем-

ператур обезуглероживания и собственно обезуглеороживание.

Отметим, что повышенные значения индукции в готовом опытном металле при одновременном измельчении макрозерна по сравнению с металлом сравнения свидетельствуют об увеличении остроты конечной текстуры Госса $\{110\}\langle 001 \rangle$, которую, согласно [14], можно оценить уменьшением среднего угла отклонения осей легкого намагничивания $\langle 001 \rangle$ от направления прокатки $\Delta\theta$ с $\sim 7^\circ$ до $\sim 6^\circ$.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Сверхбыстрый (индукционный) нагрев после первой холодной прокатки перед обезуглеороживающим отжигом для сплава, полученного по нитридно-медному варианту технологии, относительно металла сравнения приводит:

– после обезуглеороживающего отжига к увеличению среднего размера зерна на 1–2 мкм, повышению доли острой текстурной компоненты $\{110\}\langle 001 \rangle$ и понижению доли компоненты $\{111\}\langle 112 \rangle$ в подповерхностном слое полосы;

– после второй холодной прокатки к усилению остроты компоненты $\{110\}\langle 001 \rangle$ в подповерхностном слое полосы на финальных стадиях отжига перед вторичной рекристаллизацией;

– в готовом продукте к уменьшению размера макрозерна в среднем с ~ 9 до ~ 6 мм и уменьшению среднего угла отклонения оси легкого намагничивания $\langle 001 \rangle$ от направления прокатки $\Delta\theta$ с $\sim 7^\circ$ до $\sim 6^\circ$.

На опытном металле получено улучшение магнитных свойств, которое в среднем составляет:

– для потерь $P_{1.7/50} = 0.05$ Вт/кг;

– для индукции $B_{800} = 0.01$ Тл.

Наибольший эффект получен для температуры нагрева 840°C . Влияния режимов охлаждения полосы (охлаждение на воздухе или в воде) на уровень магнитных свойств опытного металла не зафиксировано.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Тунов 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.
2. Губернаторов В.В., Драгошанский Ю.Н., Сычева Т.С. Атомное упорядочение и эффект термомагнитной обработки в магнетомягких сплавах Fe–Si // ФММ. 2019. Т. 120. № 8. С. 787–792.
3. Гервасьева И.В., Милютин В.А., Бинон Э., Волкова Е.Г., Шишкин Д.А. Влияние термической обработки в сверхсильном магнитном поле на формирование структуры и текстуры в Fe–Si–сплавах // ФММ. 2015. Т. 116. № 2. С. 171–178.
4. Meng Q., Li J., Zheng H. High-efficiency fast-heating annealing of a cold-rolled dual-phase steel // Mater. Des. 2014. V. 58. P. 194–197.
5. Castro Cerda F.M., Kestens L.A.L., Monsalve A., Petrov R.H. The Effect of Ultrafast Heating in Cold-Rolled Low Carbon Steel: Recrystallization and Texture Evolution // Metals. 2016. V. 6. P. 288–302.
6. Papaefthymiou S., Karamitros V., Bouzouni M. Ultrafast Heating and Initial Microstructure Effect on Phase Transformation Evolution of a CrMo Steel // Metals. 2019. V. 9. P. 72–86.
7. Патент США 5833768. Grain-oriented electrical steel sheet with very low core loss and method of producing the same / Kenji Kosuge, Mikio Itoh, Shinji Ueno, Haruo Hukazawa, Takashi Yoshimura. Заявитель Nippon Steel Corporation [Japan]. МПК C21D 8/12. Оpubл. 1998–11–10. (Приоритет от 1996–03–08).
8. Патент США 2015/0007908. Method for producing oriented electromagnetic steel sheet / Makoto Watanabe, Yukihiro Shingaki, Toshito Takamiya, Tomoyuki Okubo, Kunihiro Senda. Заявитель JFE Steel Corporation, [Japan]. МПК C21D 8/12. Оpubл. 2015–01–08. (Приоритет от 2011–08–18).
9. Лобанов М.Л., Русаков Г.М., Редикульцев А.А. Электротехническая анизотропная сталь. Ч. I. История развития // МиТОМ. 2011. № 7. С. 18–25.
10. Лобанов М.Л., Русаков Г.М., Редикульцев А.А. Электротехническая анизотропная сталь. Ч. II. Современное состояние // МиТОМ. 2011. № 8. С. 3–7.
11. Патент 2637848 Российской Федерация, МПК51 C21D 8/12, H01F 1/16. Способ производства высокопропускаемой анизотропной электротехнической стали / Акулов С.В., Редикульцев А.А., Каренина Л.С., Паршаков Б.В., Михайлов Н.В.; заявитель и патентообладатель Общество с ограниченной ответственностью “ВИЗ–Сталь” (RU); опубл. 07.12.2017, Бюл. № 34 (Заявка 2017103282 опубл. 31.01.2017).
12. Лобанов М.Л., Гомзииков А.И., Пятагин А.И., Акулов С.В. Обезуглеороживающий отжиг технического сплава Fe–3% Si // МиТОМ. 2005. № 10. С. 40–45.
13. Лобанов М.Л., Юровских А.С. Химико-термическая обработка электротехнической анизотропной стали // Металловедение и термич. обр. металлов. 2016. Т. 737. № 11. С. 28–35.
14. Hayakawa Y. Mechanism of secondary recrystallization of Goss grains in grain-oriented electrical steel // Science and Technology of Advanced Materials. 2017. V. 18. № 1. P. 480–497.
15. Лобанов М.Л., Юровских А.С., Кардонина Н.И., Русаков Г.М. Методы исследования текстур в материалах: учебное пособие. Екатеринбург: Изд-во урал. ун-та, 2014. 115 с.
16. Kim J.-K., Woo J.S., Chang S.K. Influence of annealing before cold rolling on the evolution of sharp Goss texture in Fe–3% Si alloy // J. Magn. Magn. Mater. 2000. V. 215–216. P. 162–164.
17. Da Cunha M.A., Paolinelli S.C. Effect of the annealing temperature on the structure and magnetic properties of 3% Si non-oriented steel // J. Magn. Magn. Mater. 2003. V. 254–255. P. 379–381.

18. *Park N.-J., Joo H.-D., Park J.-T.* Evolution of Goss Orientation during Thermal Heating with Different Heating Rate for Primary Recrystallization in Grain-oriented Electrical Steel // *ISIJ International*. 2013. V. 53. № 1. P. 125–130.
19. *Rodriguez-Calvillo P., Leunis E., Van De Putte T., Jacobs S., Zacek O., Saikaly W.* Influence of initial heating during final high temperature annealing on the offset of primary and secondary recrystallization in Cu-bearing grain oriented electrical steels // *AIP Advances*. 2018. V. 8. P. 047605-1–047605-7.
20. *Homma H., Hutchinson B., Kubota T.* The production mechanism of extensively sharp Goss orientation in HI-B material // *J. Magnetism and Magnetic Materials*. 2003. V. 254–255. P. 331–333.
21. *Ushioda K., Hutchinson W.B.* Role of Shear Bands in Annealing Texture Formation in 3% Si-Fe Single Crystals // *ISIJ Int.* 1989. V. 29. P. 862–867.
22. *Dorner D., Zaeferrer S., Raabe D.* Retention of the Goss orientation between microbands during cold rolling of an Fe3% Si single crystal // *Acta Mater.* 2007. V. 55. № 7. P. 2519–2530.
23. *Rusakov G.M., Lobanov M.L., Redikultsev A.A., Kagan I.V.* Model of {110}<001> Texture Formation in Shear Bands during Cold Rolling of Fe-3 Pct Si Alloy // *Metal. Mater. Trans. A*. 2009. V. 40. № 5. P. 1023–1025.
24. *Liu J., Sha Y., Hu K., Zhang F., Zuo L.* Formation of Cube and Goss Texture After Primary Recrystallization in Electrical Steels // *Metal. Mater. Trans. A*. 2014. V. 45A. P. 134–138.
25. *Новиков В.Ю.* Вторичная рекристаллизация. М.: Металлургия. 1990. 129 с.
26. *Hutchinson B., Lindell D., Nave M., Rollett A.* Development of Boundary Misorientations During Grain Growth in Silicon Steels // *Mater. Sci. Forum. Trans Tech Publications*. 2013. V. 753. P. 311–316.
27. *Русаков Г.М., Лобанов М.Л., Редикутьцев А.А., Беляевских А.С.* Специальные разориентации и текстурная наследственность в техническом сплаве Fe-3% Si // *ФММ*. 2014. Т. 115. № 8. С. 827–838.