

На правах рукописи



ГУБАНОВ Олег Михайлович

**ФОРМИРОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ, ТЕКСТУРЫ И МАГНИТНЫХ
СВОЙСТВ В ИЗОТРОПНОЙ ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКОЙ СТАЛИ ПРИ
РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИОННОМ ОТЖИГЕ С ПРИМЕНЕНИЕМ
СКОРОСТНОГО НАГРЕВА**

15.16.01 – Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание ученой степени

кандидата технических наук

Курск – 2013

Работа выполнена в федеральном государственном бюджетном образовательном учреждении высшего профессионального образования «Липецкий государственный технический университет»

Научный руководитель: доктор технических наук,
профессор
Чеглов Александр Егорович

Официальные оппоненты: Гадалов Владимир Николаевич,
доктор технических наук, профессор,
Юго-Западный государственный университет,
профессор кафедры материаловедения и
сварочного производства

Сергеев Николай Николаевич,
доктор технических наук, профессор,
Тульский государственный педагогический
университет им. Л.Н. Толстого,
профессор кафедры технологии и сервиса

Ведущая организация: Федеральное государственное бюджетное
образовательное учреждение высшего
профессионального образования
«Воронежский государственный технический
университет», г. Воронеж

Защита диссертации состоится “12” декабря 2013 г. в 14⁰⁰ часов, на заседании диссертационного совета Д 212.105.01 при Юго-Западном государственном университете по адресу: 305040, г. Курск, улица 50 лет Октября, 94, (конференц-зал).

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке Юго-Западного государственного университета.

Автореферат разослан “09” ноября 2013 г

Учёный секретарь
диссертационного совета
Д 212.105.01



Б.В. Лушников.

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность работы. Изотропная электротехническая листовая сталь получила широкое распространение в качестве материала для изготовления разного вида магнитных сердечников, работающих во вращающемся магнитном поле. Это объясняется требованиями к ее магнитным свойствам. Наиболее важные из них – высокая магнитная индукция, низкие удельные ваттные потери на перемагничивание, низкий уровень анизотропии магнитных свойств и сравнительно низкая стоимость. Рост цен на электроэнергию, необходимость её экономии приводят к увеличению спроса на электротехнические материалы, обладающие высокими магнитными характеристиками. Углубленное понимание физики и металловедения этих материалов требуется для повышения качества стали и снижения уровня энергопотребления.

В настоящее время исследовано влияние многих технологических факторов при производстве изотропной электротехнической стали (ИЭТС) на уровень магнитных свойств. Но, несмотря на многочисленность известных данных, современные тенденции развития производственных процессов зачастую требуют решений, которые не могут опираться на результаты опубликованных исследований.

Так, в последнее время в связи с увеличением потребления электротехнических материалов возникла проблема интенсификации производства при сохранении и даже повышении качества продукции.

Одним из перспективных направлений в решении данной проблемы является применение скоростного нагрева стали при проведении обезуглероживающе-рекристаллизационного отжига.

Однако на данный момент нет работ, в которых определяется температурно-временной интервал прохождения первичной рекристаллизации в условиях скоростного нагрева (свыше $100^{\circ}\text{C}/\text{сек}$), и говорится о влиянии скоростного нагрева на магнитные свойства. В литературе нет данных о кинетике развития рекристаллизации в процессе скоростного нагрева, последующей выдержки и охлаждения, и, как следствие, о полученных конечных свойствах готовой продукции.

Это послужило отправной точкой для проведения данной работы и объясняет ее *актуальность*, решаемые задачи и положения, выносимые на защиту.

Изучение известных данных определило цель работы и задачи, решение которых необходимо для достижения поставленной цели.

Цель работы. Теоретические и экспериментальные исследования влияния скоростного нагрева (свыше $100^{\circ}\text{C}/\text{сек}$) на формирование микроструктуры, текстуры и магнитных свойств в изотропной электротехнической стали и разработка научных основ совершенствования технологии ее термической обработки.

Для достижения цели были поставлены и решены следующие задачи:

- исследовано влияние скоростного нагрева (более $100^{\circ}\text{C}/\text{сек}$) на формирование микроструктуры и текстуры в изотропной электротехнической стали 0-4 групп легирования после холодной прокатки;
- исследовано влияние кремния и фосфора на кинетику рекристаллизации данной стали при скоростном нагреве;
- исследованы закономерности формирования микроструктуры и текстуры в изотропной электротехнической стали, образующихся при выдержке и охлаждении после скоростного нагрева;
- исследовано изменение магнитных свойств данной стали при различных режимах отжига.

Научная новизна. 1. Установлено влияние скоростного нагрева на кинетику рекристаллизации в изотропной электротехнической стали с содержанием кремния 0,08-3,06%. Исследовано изменение микроструктуры данной стали с повышением температуры при скоростном нагреве. Установлено влияние кремния и фосфора на кинетику рекристаллизации при скоростном нагреве 220-300°С/сек. Показано, что фосфор замедляет развитие первичной рекристаллизации, кремний не оказывает влияния на температуру начала первичной рекристаллизации, но растягивает температурный интервал ее прохождения. При этом он способствует развитию собирательной рекристаллизации и получению более крупного размера зерна в кратчайшие сроки и при более низких температурах (до 110 мкм за 3,6 сек при температуре 1060°С).

2. Исследовано изменение текстуры с повышением температуры при скоростном нагреве. Установлено влияние кремния, фосфора и микроструктуры на кристаллографическую текстуру изотропной электротехнической стали. Опровергнуты предположения о возможности сохранения текстуры деформации при рекристаллизации для данных условий скоростного нагрева. Выявлено, что скачкообразное изменение микроструктуры в области высоких температур способствует повышению полюсной плотности кубической составляющей текстуры на 0,29 в среднем по сечению за счет преимущественного роста зерен с кубической ориентировкой $\{200\}\langle uvw \rangle$.

3. Выявлено, что скоростной нагрев при проведении отжига с выдержкой в стали 1 группы легирования с содержанием кремния 0,66-0,72% обеспечивает увеличение максимального и среднего размеров зерна на 60 и 15 мкм, соответственно. Замедленное охлаждение способствует дальнейшему росту зерна (на 20 и 2 мкм, соответственно). В текстуре стали этой группы легирования с применением скоростного нагрева отмечается рост текстурного коэффициента на 0,11, что обеспечивается снижением полюсной плотности компонента $\{222\}\langle uvw \rangle$ в среднем на 0,14. При дальнейшем замедленном охлаждении коэффициент текстуры увеличивается еще на 0,04 (снижение плотности компонента $\{222\}\langle uvw \rangle$ составило 0,12).

4. Установлено, что применение при отжиге стали 1 группы легирования скоростного нагрева (250°С/сек) и замедленного охлаждения до 700°С (40°С/мин) обеспечивает снижение удельных магнитных потерь. Так, $P_{1,5/50}$ при скоростном нагреве снизились на 0,86 Вт/кг. Применение в дальнейшем замедленного охлаждения обеспечило снижение $P_{1,5/50}$, еще на 0,26 Вт/кг. Так как в стали всех групп легирования происходят аналогичные изменения структуры и текстуры, то и изменение магнитных свойств будет схожим.

Практическая значимость. Разработана технология отжига изотропной электротехнической стали с применением скоростного нагрева.

Подробное изучение процессов, проходящих при рекристаллизации стали с применением скоростного нагрева, позволяет не только понять механизм структуро- и текстурообразования, но и корректировать их в процессе отжига.

Результатом опытного применения технологии отжига со скоростным нагревом и замедленным охлаждением для стали 1 группы легирования стало снижение удельных магнитных потерь $P_{1,5/50}$ на 1,12 Вт/кг и увеличение магнитной индукции B_{2500} и B_{5000} на 0,007 и 0,010 Тл, соответственно.

Так как отмечены аналогичные изменения структуры и текстуры в сталях других групп легирования, то следует ожидать такого же изменения магнитных свойств в сталях этих групп. Полученные результаты переданы для использования при разработке новых и оптимизации существующих режимов

обработки в Производство динамной стали ОАО «НЛМК».

Получен патент (RU № 2476606 C2 C21 D8/12. Заявл. 28.10.2010. Оpubл. 27.02.2013) на изобретение «Способ получения изотропной электротехнической стали».

Диссертационное исследование соответствует следующим пунктам паспорта специальности 15.16.01 – Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов: п. 2, п. 3, п. 6, п. 8.

Достоверность результатов исследований, основных положений и выводов определяется корректностью постановки задач; подтверждается воспроизводимостью экспериментальных данных, проведением испытаний с использованием известных в материаловедении современных методов и методик, сертифицированной, поверенной и аттестованной аппаратуры, применением современных программных средств автоматизации и обработки полученных результатов, проведением опытных испытаний разработанной технологии отжига изотропной электротехнической стали.

Апробация работы. Основные результаты работы докладывались и обсуждались на международной научно-практической конференции «Теория и практика производства листового проката» (Липецк, 2008); на седьмой международной научно-технической конференции «Современная металлургия начала нового тысячелетия» (Липецк, 2010).

Публикации. По результатам исследований опубликовано 9 печатных работ, в том числе 4 статьи в рецензируемых научных журналах и изданиях, 1 патент на изобретение.

Структура и объем работы. Диссертация состоит из введения, пяти глав, общих выводов, списка литературы (165 наименований). Общий объем работы составляет 179 страниц машинописного текста, включая 77 рисунков, 16 таблиц и 1 приложение.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении кратко описана область применения и значение изотропных электротехнических сталей, обоснована актуальность диссертации и сформулирована цель работы.

В первой главе представлен аналитический обзор научно-технической литературы по вопросам современного производства изотропной электротехнической стали. Представлены требования к магнитным и механическим свойствам, параметрам микроструктуры и текстуры. Показано влияние легирующих элементов и примесей на микроструктуру, текстуру и свойства стали. Рассмотрена схема производства стали по наиболее прогрессивной и распространенной технологии с однократной холодной прокаткой, применяемой, в том числе, и на Новолипецком металлургическом комбинате.

Более подробно рассмотрено влияние химического состава стали и режимов технологических операций на формирование микроструктуры и текстуры изотропной электротехнической стали. Осуществлен анализ работ, опубликованных в центральных изданиях, и материалов конференций по электротехническим сталям за последние 30 лет. По результатам проведенного литературного обзора было сделано обоснование выбранного направления исследований, сформулирована цель работы и поставлены задачи.

Во второй главе представлены материалы, явившиеся объектами изучения, описаны режимы обработки указанных материалов и методики проведения исследований.

В качестве материала исследований использовалась изотропная электротехническая сталь 0, 1, 2, 3 и 4 групп легирования производства ОАО «НЛМК», химический состав показан в табл. 1.

Сталь подвергалась обработке при помощи экспериментальной установки электроконтактного нагрева. Скорость нагрева составляла 230-330°C/сек и определялась собственным электросопротивлением обрабатываемого материала. Интервал измеряемых температур нагрева составил 610-1210°C. Время нагрева от 2,1 сек до 4,3 сек.

Таблица 1

Химический состав стали исследованных плавок, массовый %

Группа легирования	Марка	C	Si	Mn	S	P	Al	Cr	Ni	Cu	Ti	N
0	0010	0,034	0,081	0,17	0,007	0,26	0,055	0,03	0,01	0,02	0	0,004
1	0104	0,029	0,68	0,18	0,007	0,13	0,231	0,04	0,02	0,05	0,008	0,005
2	0202	0,035	1,272	0,19	0,006	0,017	0,372	0,05	0,03	0,06	0,004	0,007
2 с фосфором	0211	0,033	1,15	0,22	0,005	0,188	0,299	0,05	0,02	0,05	0,014	0,005
3	0302	0,036	2,21	0,19	0,006	0,076	0,381	0,05	0,02	0,05	0,008	0,005
4	0402	0,006	3,055	0,21	0,005	0,011	0,427	0,02	0,01	0,03	0,003	0,003

Для изучения особенностей формирования микроструктуры и текстуры в процессе выдержки после скоростного нагрева и последующего охлаждения образцы стали 1 группы легирования обрабатывались по 3 различным режимам:

1 – медленный нагрев до температуры 800°C со скоростью 2,68°C/с – выдержка в течение 3 мин – охлаждение на спокойном воздухе (имитация современной, действующей технологии обработки);

2 – скоростной нагрев до температуры 800°C, со скоростью 242°C/с – выдержка в течение 3 мин – охлаждение на спокойном воздухе;

3 – скоростной нагрев до температуры 800°C, со скоростью 242°C/с – выдержка в течение 3 мин – медленное охлаждение до 700°C со скоростью 0,5°C/с, далее на спокойном воздухе.

Размер зерна феррита определялся металлографическим методом измерения длин хорд: на фотографиях (увеличение $\times 300$), где в произвольном порядке выделялось несколько полей размером 0,2 \times 0,2 мм (в пересчете на натуральный размер), выбиралось количество полей таким образом, чтобы суммарное количество зерен в них превышало 500.

Изучение текстуры производилось на рентгеновском дифрактометре ДРОН-4 в Mo_{α} -излучении методом обратных полюсных фигур. Исследовались поверхностные, промежуточные и центральные слои образцов. По результатам измерений высчитывался текстурный коэффициент как отношение суммы благоприятных для магнитных свойств компонент текстуры к сумме неблагоприятных:

$$K_T = \frac{P_{200} + P_{220} + P_{310}}{P_{211} + P_{222} + P_{321}}. \quad (1)$$

Измерение магнитных свойств проводилось в промышленных условиях по стандартным методикам. Обработку экспериментальных данных, построение графических зависимостей осуществляли с использованием стандартного программного обеспечения.

В третьей главе описывается кинетика рекристаллизации в изотропной электротехнической стали всех групп легирования при скоростном нагреве.

Было выявлено, что с повышением температуры при скоростном нагреве в стали всех групп легирования проходят последовательно несколько этапов

развития рекристаллизации: первичная рекристаллизация; этап торможения развития собирательной рекристаллизации; замедленная собирательная рекристаллизация и этап ускоренного развития собирательной рекристаллизации. В процессе прохождения данных этапов изменение микроструктуры подчиняется определенным закономерностям. При этом химический состав оказывает значительное влияние на указанные этапы развития, что будет показано далее.

В сталях всех групп первичная рекристаллизация в условиях скоростного нагрева начинается при 710°C. Исключением является сталь 2 группы легирования (Si 1,15-1,27%), в которой при минимальном содержании фосфора (0,017%) первичная рекристаллизация начинается при 690°C, а при содержании фосфора 0,19% – при 720°C (табл. 2).

Таблица 2

Температурные интервалы развития микроструктуры при рекристаллизации

Группа легирования (марка)	0 (0010)	1 (0104)	2 (0202)	2 с фосфором (0211)	3 (0302)	4 (0402)
$T_{\text{нач}}$ рекристаллизации	710	710	690	720	710	710
$T_{\text{кон}}$ рекристаллизации	720	740	740	780	740	880
$T_{\text{нач}}$ замедл. собират. рекр	860	750	770	870	800	—
$T_{\text{нач}}$ интенс. собират. рекр.	—	1030	1030	980	890	800

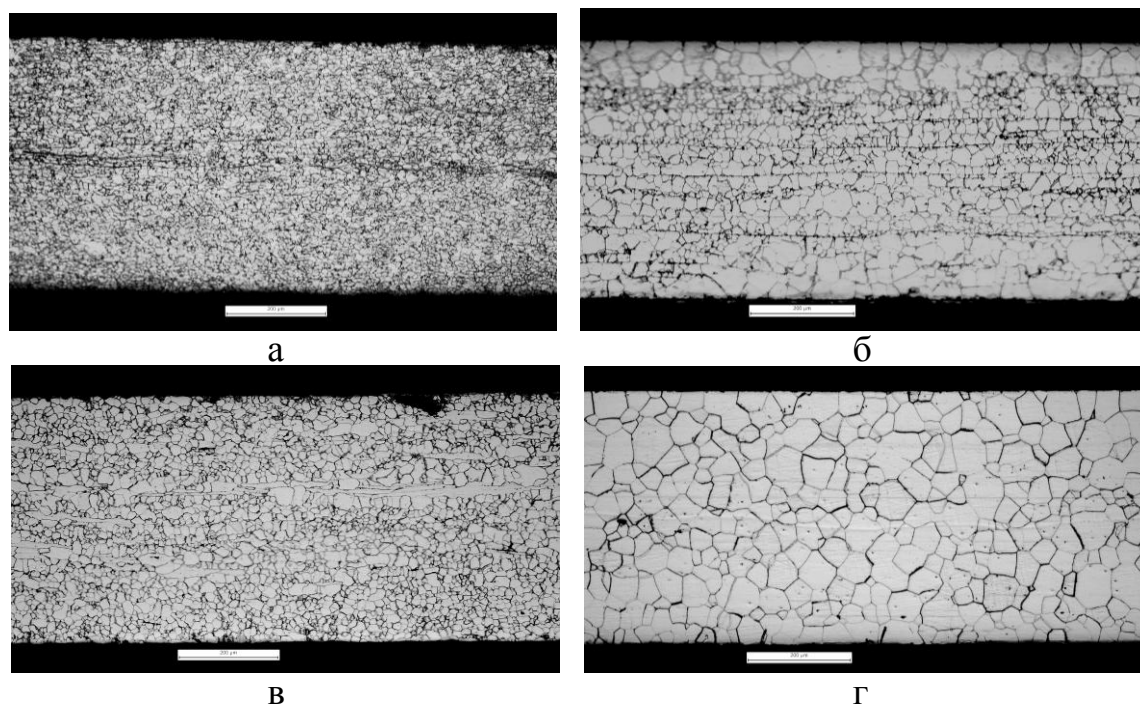


Рис. 1. Микроструктура стали на различных этапах прохождения рекристаллизации: а - сталь 3 группы (Si 2,21%) после завершения первичной рекр.; б - при интенсивном развитии собират. рекр.; в, г - собират. рекр. в стали 4 группы легирования (Si 3,06%)

Временной интервал прохождения первичной рекристаллизации с повышением количества легирующих элементов увеличивается с 0,1 сек для 0 группы легирования до 0,2 сек для 1, 2 и 3 групп и до 0,3 сек для 4 группы

легирования. Температурный интервал первичной рекристаллизации также увеличивается с повышением количества легирующих элементов (Si и P) с 10°C для 0 группы до 170°C для 4 группы легирования. Данные изменения объясняются влиянием атомов кремния и фосфора на диффузию, в результате чего изменяется скорость роста зерен.

На момент завершения первичной рекристаллизации структура стали характеризуется, в основном, наличием зерен размером до 10 мкм (рис 1, а). Исключение составляет сталь 4 группы легирования (Si 3,06%), где имеются зерна размером до 50 мкм, на их долю приходится более 30% площади сечения.

После завершения первичной рекристаллизации в стали всех групп легирования за исключением 4 группы отмечается температурно-временной интервал, в котором не происходит структурных изменений. Величина интервала торможения развития собирательной рекристаллизации зависит от количества легирующих элементов. Наибольшее влияние оказывает фосфор, повышенное содержание которого растягивает указанный интервал, что можно объяснить его тормозящим действием на миграцию границ зерен.

Таблица 3

Изменение параметров микроструктуры в зависимости от температуры нагрева

Группа легирования (марка)	Температура нагрева, °C	Предельный размер зерна, мкм	Средний размер зерна, мкм	Коэффициент разнотерности, К
0 (0010)	720	10	10,00	1,00
	740-900	10-20	10,15-10,35	1,97-1,93
	940	10-30	11,20	2,68
1 (0104)	740	10-20	10,14	1,97
	750-940	10-30	10,73-14,4	2,80-2,08
	1030-1150	10-40	17,50-20,69	2,29-1,93
2 (0202)	740	10	1,00	1,00
	760-770	10-20	10,14-10,30	1,97-1,94
	900	10-30	12,42	2,42
	1030-1150	10-40	15,56-21,65	2,57-1,85
2 с фосфором (0211)	780	10-20	10,27	1,95
	790-800	10-20	10,46	1,91
	870-890	10-30	11,34-12,56	2,65-2,39
	980-1060	10-40	13,79-20,88	2,90-1,92
3 (0302)	740	10	10,00	1,00
	750-800	10-20	10,13-10,3	1,97-1,94
	840-970	10-30	10,35-16,84	2,90-1,78
	1070-1090	10-50	22,09-25,15	2,26-1,99
	1130-1210	10-60	29,50-30,74	2,03-1,95
4 (0402)	710	10-30	14,00	2,14
	800	10-40	19,41	2,06
	840-880	10-50	26,78-30,07	1,87-1,66
	920-980	20-80	38,22-38,96	2,09-2,05
	1060	20-110	64,94	1,69

При дальнейшем повышении температуры нагрева в сталях всех групп легирования начинается процесс развития собирательной рекристаллизации.

Средний размер зерна увеличивается (табл. 3). Площадь сечения, занимаемая зернами размером до 20 мкм, возрастает в 2 раза (рис. 2). В стали марок 0104 (Si 0,68%) и 0211 (Si 0,27%) отмечается появление зерен размером до 30 мкм. Происходит увеличение коэффициента разнотерности. Форма границ наиболее крупных зерен имеет вид кривой вогнутой к центру.

С достижением определенной температуры развитие собирательной рекристаллизации происходит более интенсивно. Появляются зерна размером до 40 мкм (табл. 3). Площадь сечения, занимаемая ими, составляет порядка 10%. Исключение составляет сталь 3 группы легирования, где интенсивная собирательная рекристаллизация характеризуется резким увеличением площади сечения, занимаемой зернами размером до 30 мкм.

Температура начала собирательной рекристаллизации с увеличением количества легирующих элементов (Si, P) снижается. В стали 0 группы легирования в исследованном интервале температур интенсивной собирательной рекристаллизации обнаружено не было.

В стали 4 группы легирования (Si 3,06%) собирательная рекристаллизация (в том числе интенсивная) начинается еще до завершения первичной рекристаллизации во всем объеме стали, т.е. еще при наличии участков с деформированной структурой.

Таким образом, повышение избыточного количества свободной энергии, накопленной системой в процессе скоростного нагрева и некомпенсированной прохождением структурных изменений при обычных температурах нагрева, способствует при более высокой температуре скорейшему отрыву границ зерен от тормозящих их движение примесных атомов легирующих элементов и обеспечивает значительное повышение скорости роста зерен при собирательной рекристаллизации.

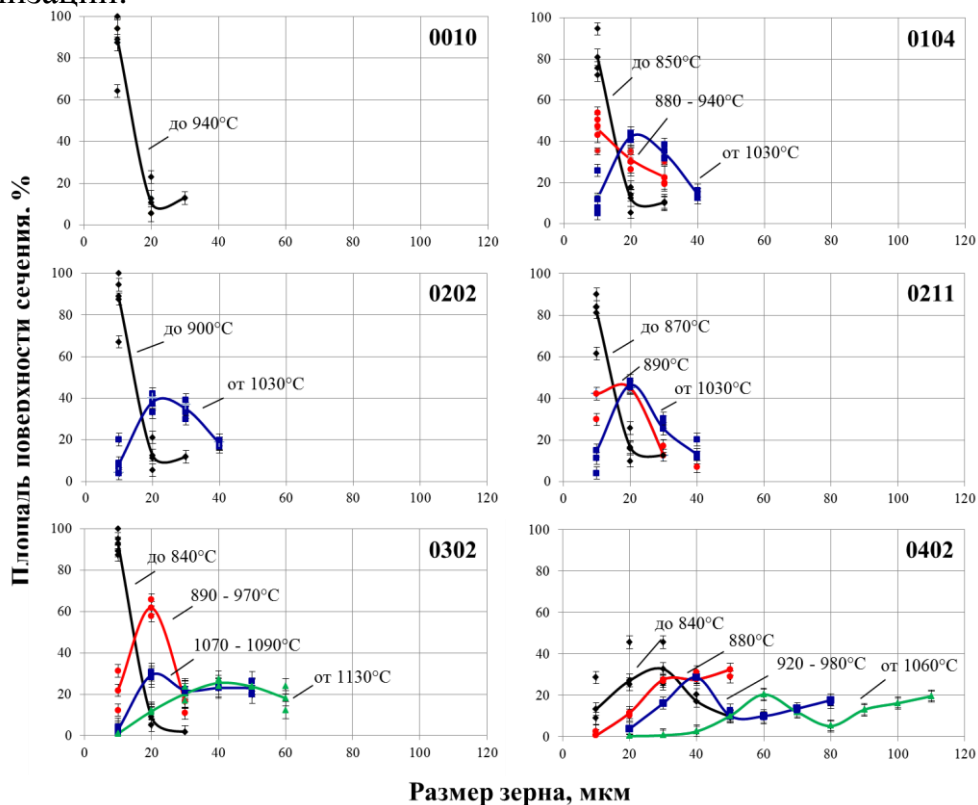


Рис. 2 Кинетика прохождения рекристаллизации при скоростном нагреве изотропной электротехнической стали

В стали 0 группы легирования максимальный размер зерна, достигнутый в ходе собирательной рекристаллизации, составляет 30 мкм. В стали 1 и 2 групп легирования максимальный размер зерна составляет 40 мкм. В стали 3 и 4 групп легирования – 60 и 110 мкм, соответственно.

В стали 3 группы легирования при температуре 1070°C кривая распределения площади сечения по зернам имеет тенденцию к появлению второго максимума (рис. 2), что характерно для вторичной рекристаллизации. Однако в данном случае речь о развитии вторичной рекристаллизации не идет, т.к. коэффициент разнотекстности достигает значения 2,26, что характерно для собирательной рекристаллизации. Данный вывод подтверждается тем, что при температуре 1030°C выявленный ранее второй максимум исчезает, и кривая стремится к восстановлению вида характерного для собирательной рекристаллизации.

В стали 4 группы легирования тенденция к появлению второго максимума обнаруживается при 880°C. При нагреве до 920°C (скачок максимального размера зерна с 50 до 80 мкм) на кривой распределения площади поверхности наблюдаются тенденция к появлению второго максимума (рис. 2). При температуре 1060°C кривая распределения площади смещается в область больших размеров зерен. Значения максимумов, приходящиеся на зерна размером 60 и 110 мкм, составляют 20,4 и 19,6%, соответственно. Однако и в данном случае речь идет только об интенсивном развитии собирательной рекристаллизации, т.к. коэффициент разнотекстности не превышает 1,69 (что характерно для собирательной рекристаллизации).

Наличие двух максимумов является особенностью динамического развития собирательной рекристаллизации, проходящей в условиях значительного переизбытка свободной энергии, накопленной в результате скоростного нагрева.

В четвертой главе описано изменение текстуры стали, полученное при скоростном нагреве.

Изучение текстуры производилось с температур начала рекристаллизации. Для сравнения была определена текстура холоднокатаной стали.

Холоднокатаная сталь всех групп легирования характеризуется повышенным количеством октаэдрических компонент текстуры в поверхностном и промежуточном слоях и кубической составляющей в центральном. Повышение степени легирования стали способствует более однородному распределению компонент текстуры по сечению. Текстурный коэффициент при этом снижается, что связано с уменьшением полюсной плотности кубической компоненты текстуры в центральном слое полосы.

Нагрев до температур ниже температуры первичной рекристаллизации способствует улучшению текстурного состояния стали 0, 1 и 2 групп легирования. Увеличивается количество кубической компоненты на поверхности и в промежуточном слое, а также значительно уменьшается количество октаэдрических ориентировок по всему сечению полос. В результате текстурный коэффициент повышается. Данные изменения при отсутствии видимых структурных превращений происходят, вероятно, из-за проходящих в стали процессов полигонизации.

В момент начала первичной рекристаллизации однозначного изменения текстуры в сталях 0-4 групп легирования не прослеживается, что связано с различной степенью прохождения рекристаллизации.

После завершения первичной рекристаллизации средний по толщине текстурный коэффициент существенно снижается (на 0,17 для 0 группы легирования

и 0,4 для 4 группы легирования) (рис. 3). Его дальнейшие изменения не имеют столь резкого характера. При этом химический состав оказывает значительное влияние на формирование текстуры, о чем будет сказано далее.

Завершение первичной рекристаллизации в сталях 0, 1 и 2 (без фосфора) групп легирования характеризуется повышением текстурного коэффициента. Это связано со снижением плотности октаэдрических компонент при росте ребровых. При этом количество кубической составляющей снизилось (в среднем на 2,15 и 0,91 для 0 и 1 групп легирования) (рис. 4).

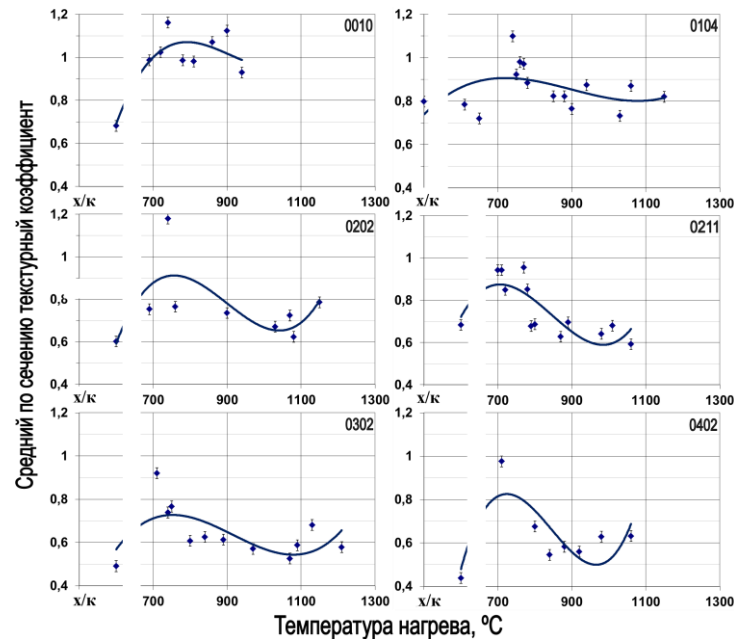


Рис. 3. Графики изменения среднего по толщине текстурного коэффициента в изотропной электротехнической стали

В стали 2 группы с дополнительным легированием фосфором средний по толщине текстурный коэффициент остается неизменным. Снижение плотности кубической составляющей текстуры компенсируется уменьшением доли октаэдрических компонент и увеличением доли ребровых.

Увеличение количества легирующих элементов (3 и 4 группы легирования) приводит к ухудшению текстуры, что объясняется значительным снижением плотности кубической компоненты, тенденция к снижению которой просматривается, начиная с холоднокатаной стали.

В стали 3 группы плотность ребровых компонент не изменяется при незначительном снижении плотности неблагоприятных октаэдрических компонент. Сталь 4 групп из-за особенностей формирования структуры (см. стр. 9) при прохождении собирательной рекристаллизации характеризуется наиболее значительным ростом плотности ребровых составляющих текстуры. Это связано с началом собирательной рекристаллизации еще до завершения полной первичной рекристаллизации в объеме образца. Количество октаэдрических компонент по сечению полосы в процессе собирательной рекристаллизации практически не изменяется.

Таким образом, текстура деформации после завершения первичной рекристаллизации, проходившей в условиях скоростного нагрева, в данном случае не сохраняется, что опровергает высказанные ранее различными учеными предположения о возможности ее сохранения.

С началом периода торможения развития собирательной рекристаллизации отмечается незначительное общее ухудшение текстуры стали. В марках 0010, 0211 и 0302 изменений в перераспределении компонент текстуры не отмечается.

С началом собирательной рекристаллизации текстурный коэффициент в стали снижается, исключение – сталь марки 0010. Причиной этого является снижение полюсной плотности кубической компоненты. В данных условиях наибольшее преимущество в развитии имеют зерна с октаэдрической ориентировкой. В стали марки 0010 плотность кубической составляющей повышается, что, вероятно, связано с низким содержанием кремния и довольно значительным содержанием фосфора как элемента, способствующего развитию кубической составляющей текстуры.

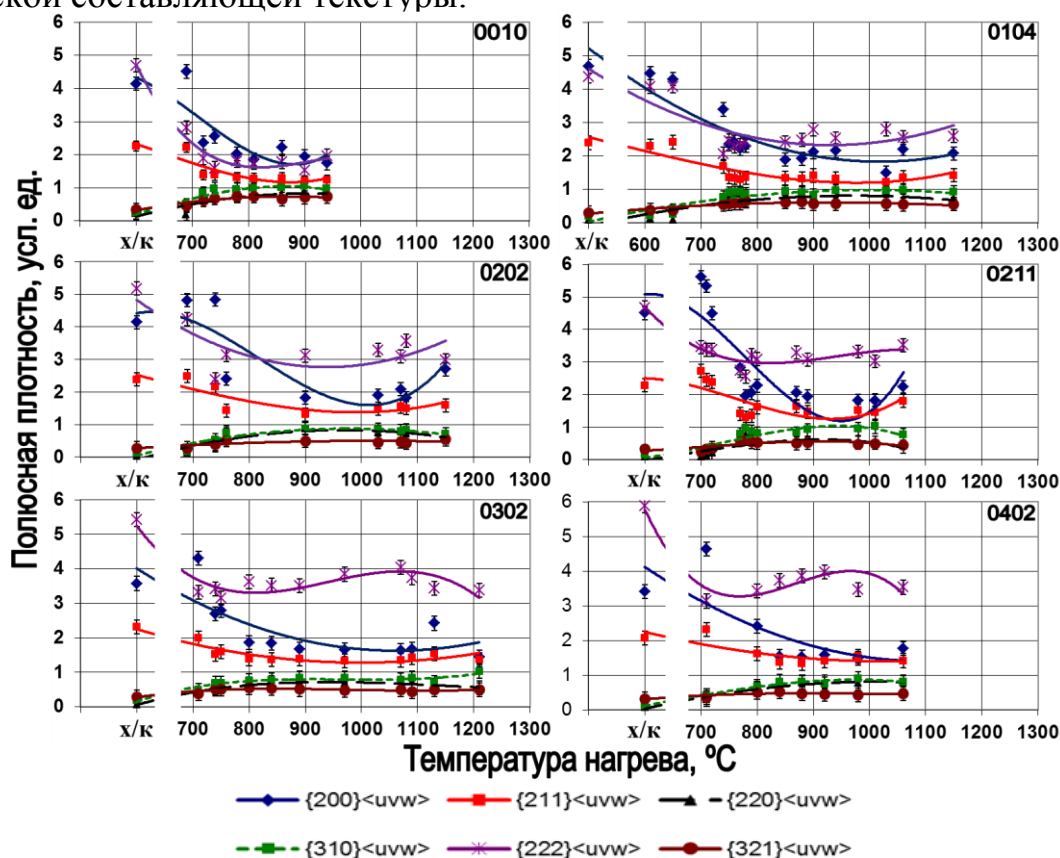


Рис. 4 Графики изменения параметров текстуры

Далее, в процессе медленного развития собирательной рекристаллизации текстурный коэффициент в сталях 0, 1 и 2 (без фосфора) групп легирования снижается, что определяется ростом полюсной плотности октаэдрических компонент и некоторым уменьшением плотности кубических.

В сталях с большим содержанием легирующих элементов – 2 (с фосфором) и 3 группы легирования – текстурный коэффициент увеличивается. В стали 4 группы изменения проследить не удастся, так как период замедленного развития собирательной рекристаллизации там практически отсутствует.

Как уже отмечалось выше, дальнейшее интенсивное развитие собирательной рекристаллизации характеризуется увеличением максимального размера зерна. В этот момент происходит снижение текстурного коэффициента, что определяется ростом неблагоприятных компонент. Это характерно для сталей всех групп легирования.

В ходе дальнейшего развития микроструктуры при повышении температуры нагрева однозначной зависимости изменения текстуры не выявлено.

Такой количественный показатель состояния материала, как текстурный коэффициент то снижается, то увеличивается. Это свидетельствует об ускоренном развитии процессов формирования текстуры в области высоких температур при скоростном нагреве.

Анализ изменения текстуры изотропной электротехнической стали с большим содержанием легирующих элементов выявил следующее.

В стали 3 группы легирования при скачкообразном увеличении максимального размера зерна с 30 до 50 мкм в текстуре возрастает доля компоненты $\{222\}_{uvw}$ на 0,21 в среднем по сечению. Однако дальнейшее ускоренное развитие собирательной рекристаллизации обеспечивает рост полюсной плотности компоненты $\{200\}_{uvw}$ на 0,05 и снижение – $\{222\}_{uvw}$ на 0,31 в среднем по сечению. Это приводит к повышению текстурного коэффициента.

В стали 4 группы легирования при скачкообразном увеличении максимального размера зерна с 50 до 80 мкм (температура 920°C) средний коэффициент текстуры снижается на 0,02.

Однако при повторном скачкообразном росте размера отдельных зерен до 110 мкм с повышением температуры до 1060°C текстурный коэффициент увеличивается, чему способствует рост полюсной плотности компоненты $\{200\}_{uvw}$ на 0,29 в среднем по сечению.

В пятой главе рассматривается динамика формирования конечного структурно-текстурного состояния при изменении технологических параметров отжига.

Для изучения особенностей формирования структуры и текстуры изотропной электротехнической стали в процессе выдержки после быстрого нагрева и последующего охлаждения сталь 1 группы легирования обрабатывалась по 3 различным режимам.

Структура образцов 1 режима (стр. 6) представлена однородным достаточно равноосным мелким зерном размером 10 – 40 мкм (рис. 5, а), средний размер – 17 мкм. Такая структура характерна для собирательной рекристаллизации (рис. 5, а)

Добавление к режиму 1 такого технологического фактора, как высокоскоростной нагрев (режим 2), обеспечивает скорейшее прохождение собирательной рекристаллизации (рис. 5, б), отдельные зерна достигают размера в 100 мкм при среднем размере зерна 32 мкм.

Применение медленного охлаждения с температуры выдержки (режим 3) способствует дальнейшему развитию процессов интенсивной собирательной рекристаллизации. Происходит увеличение размера зерна, отдельные зерна достигают размера в 120 мкм (рис. 5, в). Размер таких зерен приближен к размеру зерен в готовой стали, обработанной по действующей промышленной технологии. Процесс формирования конечной микроструктуры явно не завершен, т.к. заметно большое количество мелких поглощаемых зерен.

Исследование текстуры стали показало, что доля благоприятных ориентировок по сечению полосы в образцах с быстрым нагревом (режим 2) имеет значения выше по сравнению с показателями образцов, обработанных по режиму с медленным нагревом (режим 1). Этому способствовали ребровая ориентировка $\{220\}_{uvw}$ и близкая к ней $\{310\}_{uvw}$, значения которых по всему сечению образца превышают значения в образцах с медленным нагревом.

Результаты перечисленных изменений хорошо иллюстрируются характером распределения текстурного коэффициента по сечению (рис. 6).

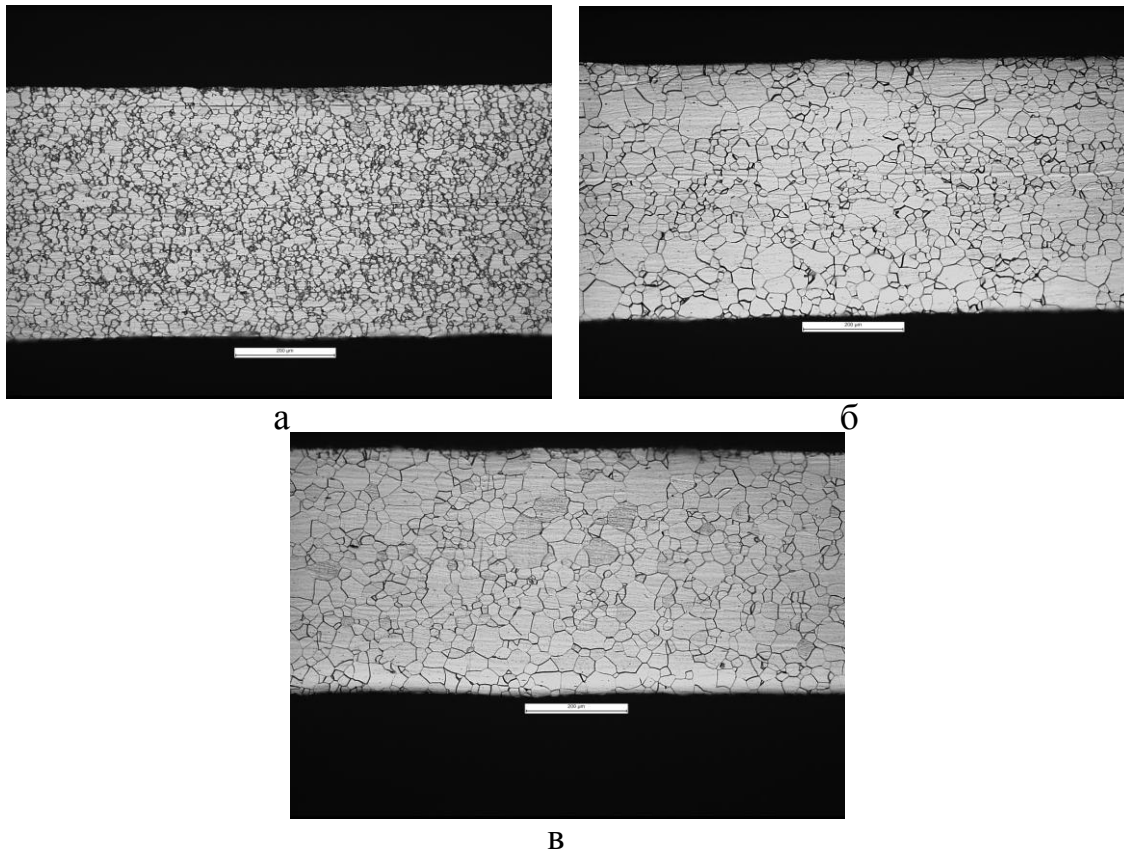


Рис. 5. Микроструктура стали 1 группы легирования по результатам обработки по 3 режимам: а - режим 1, б - режим 2, в - режим 3

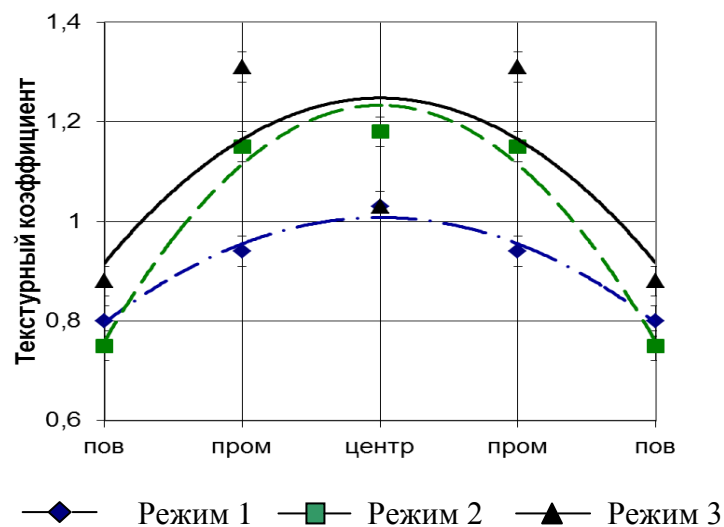


Рис. 6. График распределения текстурного коэффициента по сечению в стали 1 группы легирования, обработанной по трем режимам

Медленное охлаждение с температуры выдержки после отжига с быстрым нагревом обеспечивает рост полюсной плотности компоненты $\{200\}\langle uvw \rangle$ в поверхностном и промежуточном слоях и снижение плотности компоненты $\{222\}\langle uvw \rangle$. Суммарная плотность ребровых компонент на поверхности и в промежуточном слое увеличивается, а в центре остается неизменной.

Скоростной нагрев позволяет значительно снизить удельные магнитные потери для стали 1 группы легирования с содержанием кремния 0,66-0,72% (снижение $P_{1,5/50}$, составило 0,86 Вт/кг).

Рост магнитной индукции в средних и сильных полях (B_{2500} и B_{5000}) составил 0,004 и 0,007 Тл, соответственно. В слабых полях магнитная индукция несколько снижается (B_{800} и B_{1000} на 0,055 и 0,017 Тл, соответственно).

Анизотропия удельных магнитных потерь и магнитной индукции в средних и сильных полях увеличивается. Но при этом сталь достигает показателей требуемых для аттестации по ГОСТ 21427.2-83 на марки 2111 и ниже.

Проведение последующего медленного охлаждения способствует дальнейшему снижению удельных магнитных потерь ($P_{1,5/50}$, снижаются на 0,260 Вт/кг). Магнитная индукция при этом увеличивается во всем диапазоне исследованных полей (B_{800} , B_{1000} , B_{2500} и B_{5000} увеличиваются на 0,047, 0,022, 0,003 и 0,003 Тл, соответственно). Анизотропия потерь и магнитной индукции снижается. По ГОСТ 21427.2-83 сталь соответствует марке 2112.

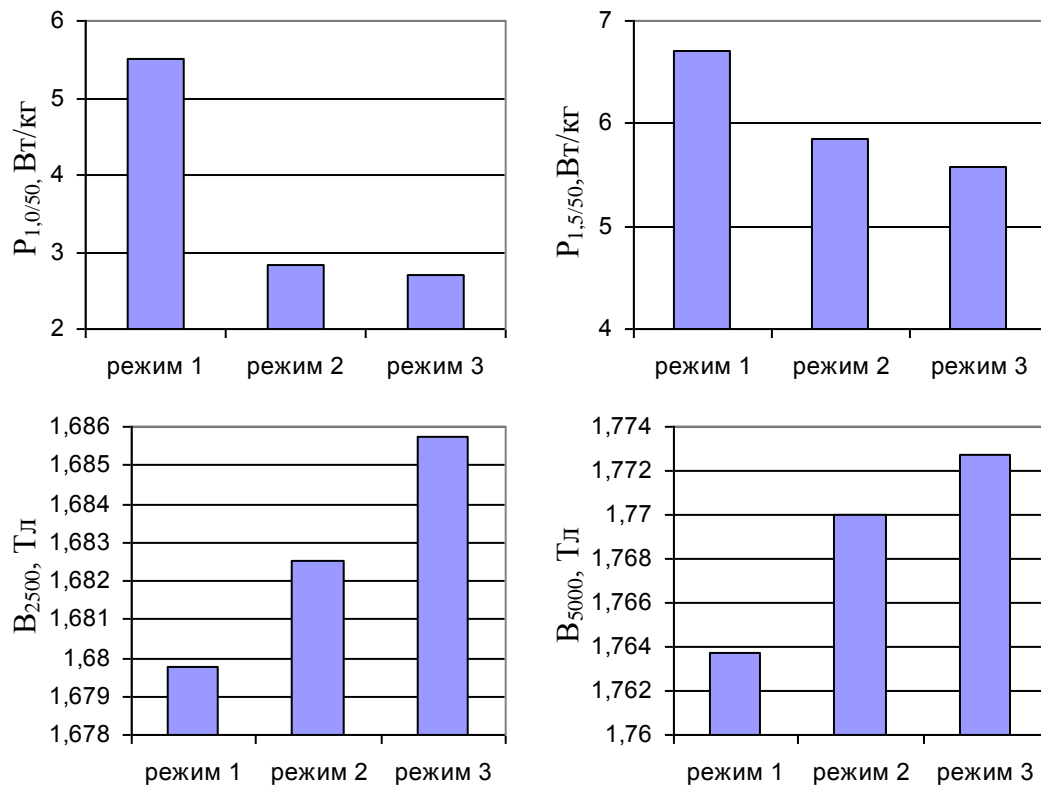


Рис. 7. Гистограммы изменения магнитных свойств при изменении параметров отжига стали 1 группы легирования

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

1. В работе исследовано влияние скоростного нагрева ($230-330^{\circ}\text{C}/\text{сек}$) при отжиге холоднокатаной изотропной электротехнической стали всех групп легирования на формирование микроструктуры, текстуры и магнитные свойства.

2. Установлено, что развитие рекристаллизации проходит в несколько этапов: первичная рекристаллизация; этап торможения развития собирательной рекристаллизации; замедленная собирательная рекристаллизация и этап ускоренного развития собирательной рекристаллизации. Но в стали с содержанием кремния 0,08% (0 группа легирования) ускоренного развития собирательной рекристаллизации не наблюдается.

3. Показано, что первичная рекристаллизация начинается при 710°C для большинства исследованных марок стали. Прохождение первичной рекристаллизации для данных условий нагрева происходит одновременно по всему сечению полосы. Повышение содержания кремния (при его изменении с

0,08 до 3,06%) тормозит завершение рекристаллизации, сдвигая его в область более высоких температур (с 720 до 860°C). Фосфор при его увеличении с 0,017 до 0,188% в стали с содержанием кремния 1,15-1,27% (2 группа легирования) обеспечивает повышение температур начала и завершения первичной рекристаллизации на 30 и 40°C, соответственно, и способствует получению более разнотекстурной структуры.

4. После завершения первичной рекристаллизации увеличение содержания кремния и фосфора проявляется в торможении начала собирательной рекристаллизации. Однако значительный переизбыток свободной энергии, накопленный системой при скоростном нагреве, обеспечивает в дальнейшем начало ускоренного развития собирательной рекристаллизации при более низкой температуре. В соответствии с полученными результатами увеличение количества легирующих элементов приводит к образованию при одинаковой температуре более крупного зерна. Так, максимальный размер зерна в сталях 3 и 4 групп легирования (содержание кремния 2,21 и 3,06% соответственно) при температурах 1070 и 1060°C составляет 50 и 110 мкм, соответственно.

5. Текстура стали после холодной прокатки с повышением количества легирующих элементов ухудшается, что проявляется в снижении среднего по толщине текстурного коэффициента с 0,68 для 0 группы легирования до 0,44 для 4 группы легирования.

6. Прохождение первичной рекристаллизации обеспечивает повышение текстурного коэффициента посредством снижения полюсной плотности октаэдрической составляющей текстуры (в среднем в 2 раза). Однако наряду с этим также снижается полюсная плотность кубической составляющей в центральном слое в среднем на 0,3. При прохождении собирательной рекристаллизации происходит снижение текстурного коэффициента за счет роста октаэдрической составляющей. Это происходит в стали всех групп легирования. Однако в стали с повышенным содержанием легирующих элементов (3 и 4 группы легирования) в процессе ускоренного развития собирательной рекристаллизации при увеличении максимального размера зерна происходит и рост полюсной плотности компоненты $\{200\}_{uvw}$, что обеспечивает увеличение текстурного коэффициента.

7. Применение скоростного нагрева при отжиге стали 1 группы легирования обеспечивает ускоренное развитие собирательной рекристаллизации. В текстуре в этот момент происходит рост полюсной плотности компоненты $\{222\}_{uvw}$ на поверхности и снижение в центральном и промежуточном слоях, что обеспечивает повышение текстурного коэффициента с 0,92 до 1,03.

Применение медленного охлаждения после выдержки до температуры 700°C (40°C/мин) способствует продолжению ускоренного развития собирательной рекристаллизации по всему сечению полосы. В текстуре центрального слоя при этом отмечен рост полюсной плотности компоненты $\{222\}_{uvw}$, что способствует снижению текстурного коэффициента. В поверхностном и промежуточном слоях с развитием собирательной рекристаллизации происходит снижение полюсной плотности компоненты $\{222\}_{uvw}$, текстурный коэффициент повышается с 1,03 до 1,07.

8. В стали 1 группы легирования прохождение собирательной рекристаллизации в условиях скоростного нагрева способствует снижению удельных магнитных потерь и росту магнитной индукции. Последующее медленное охлаждение (при незавершенности процесса формирования конечного структурного состояния и большой разнотекстурности) обеспечило дальнейшее

улучшение магнитных свойств до уровня соответствующего требованиям ГОСТ. Аналогичный характер изменения структуры и текстуры отмечен и в сталях других групп легирования. Это позволяет утверждать, что изменение магнитных свойств в этих сталях будет идентичным.

9. В соответствии с полученными результатами и с целью повышения уровня магнитных свойств изотропной электротехнической стали всех групп легирования рекомендуется при проведении рекристаллизационного отжига стали использовать скоростной нагрев на температуру отжига, а после выдержки осуществлять замедленное охлаждение до температуры 700°C.

ОСНОВНЫЕ ПУБЛИКАЦИИ ПО ТЕМЕ ДИССЕРТАЦИИ

Публикации в рецензируемых научных изданиях и журналах:

1. Губанов, О.М. Динамика развития первичной рекристаллизации изотропной электротехнической стали при быстром нагреве [Текст] / О.М. Губанов, А.Е. Чеглов, А.А. Заверюха // Производство проката. – 2011. – № 4. – С. 36-39.

2. Губанов, О.М. Влияние режимов рекристаллизационного отжига на структуру и текстуру изотропной электротехнической стали [Текст] / О.М. Губанов, А.Е. Чеглов, А.А. Заверюха // Производство проката. – 2011. – № 11. – С. 39-43.

3. Губанов, О.М. Влияние быстрого нагрева на текстуру изотропной электротехнической стали [Текст] / О.М. Губанов, А.Е. Чеглов, А.А. Заверюха // Сталь. – 2011. – № 8. – С. 58-61.

4. Губанов, О.М. Особенности развития рекристаллизации в изотропной электротехнической стали при скоростном нагреве [Текст] / О.М. Губанов, А.Е. Чеглов, А.А. Заверюха // Сталь. – 2013. – № 5. – С. 78-83.

Статьи и материалы конференций:

5. Губанов, О.М. Влияние углерода на формирование структуры и текстуры изотропной электротехнической стали [Текст] / О.М. Губанов, А.Е. Чеглов, А.Г. Гвоздев, Д.А. Кондратков // Теория и практика производства листового проката. Липецк, 2008. – В 2 ч. Ч.1. – С. 202-208.

6. Губанов, О.М. Влияние нормализации и обезуглероживания на формирование структуры и текстуры изотропной электротехнической стали [Текст] / О.М. Губанов, А.Е. Чеглов, А.Г. Гвоздев, Д.А. Кондратков // Современная металлургия начала нового тысячелетия. Липецк. 2010. – В 2 ч. Ч.1. – С. 99-101.

7. Губанов О.М. Особенности прохождения рекристаллизации в изотропной электротехнической стали при изменении параметров заключительного отжига [Текст] / О.М. Губанов, А.Е. Чеглов, А.А. Заверюха // Современная металлургия начала нового тысячелетия. Липецк. 2010. – В 2 ч. Ч.1. – С. 204-208.

8. Губанов, О.М. Динамика развития первичной рекристаллизации изотропной электротехнической стали при быстром нагреве [Текст] / О.М. Губанов, А.Е. Чеглов, А.А. Заверюха // Современная металлургия начала нового тысячелетия. Липецк. 2010. – В 2 ч. Ч.2. С. – 126-130.

Патенты на изобретения:

9. Пат. 2476606 Российская Федерация, МПК C21D8/12. Способ получения изотропной электротехнической стали / Губанов О.М., Чеглов А.Е., Заверюха А.А. Оpubл. 27.02.2013, 4 с.

Подписано в печать 30.10.2013. Формат 60×84 1/16. Бумага офсетная.
Ризография. Усл.печ.л. 1,0. Тираж 130 экз. Заказ № 555
Издательство Липецкого государственного технического университета
Полиграфическое подразделение. Издательства ЛГТУ
398600, Липецк, ул. Московская, 30