

05.16.01

Т 352

Челябинский государственный технический университет

На правах рукописи

Тернер Эдуард Рихардович

ВЛИЯНИЕ ДИСПЕРСНЫХ ФАЗ НА КИНЕТИКУ
ТЕКСТУРООБРАЗОВАНИЯ ПРИ РЕКРИСТАЛИЗАЦИИ
ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКОЙ СТАЛИ

Специальность 05.16.01 - "Металловедение и термическая
обработка металлов"

Автореферат
диссертации на соискание ученой степени кандидата
технических наук

Челябинск

1991

Работа выполнена в Челябинском научно-исследовательском институте металлургии.

Научный руководитель - доктор технических наук
В.Я.Гольдштейн.

Официальные оппоненты: доктор физико-математических наук,
профессор В.Ю.Новиков,
кандидат технических наук,
с.ч.с. Т.А.Соколова.

Ведущая организация - Институт физики металлов УО АН СССР
(г.Свердловск).

Зашита диссертации состоится "4" декабря 1991 г.,
в 14 ч., на заседании специализированного совета Д 053.13.04
при Челябинском государственном техническом университете по
адресу: 454060, г.Челябинск, пр. им. В.И.Ленина, 76.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке ЧГТУ.
Автореферат разослан "28" октября, 1991 г.

Ученый секретарь
специализированного совета,

доктор физико-математических наук,
профессор

Д.А.Мирзаев

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность темы. Для успешного развития электромашиностроения и энергетики требуется сталь с высокими электромагнитными свойствами. Качество электротехнических сталей во многом определяет характеристики трансформаторов и других электрических машин. Высокие магнитные свойства этой стали позволяют экономить электроэнергию экологически чистым способом и способствуют увеличению энерговооруженности народного хозяйства.

Наибольшее распространение для изготовления магнитопроводов получил сплав $Fe + 3\% Si$. В случае холоднокатаной анизотропной электротехнической стали уровень магнитных свойств определяется прежде всего характером рассеяния текстуры $\{110\} \langle 001 \rangle$. При разориентации между зернами ребровой текстуры в $2-3^\circ$ достигаются оптимальные параметры доменной структуры и обеспечивается значение магнитной индукции $B_{100} > 1,92$ Тл. Однако получение на отечественных предприятиях электротехнической стали с рассеянием текстуры $\{110\} \langle 001 \rangle$ в указанных пределах осложнено из-за ограниченных возможностей существующего оборудования и отсутствия четких теоретических представлений о закономерностях процессов текстурообразования. В первую очередь это относится к противоречивости научных данных по вопросу о связи структуры матрицы и дисперсных фаз с кинетикой текстурообразования при рекристаллизации. Так как возможность повышения качества анизотропной электротехнической стали во многом определяется умением управлять кинетикой текстурообразования на различных этапах рекристаллизации, то изучение этого процесса в диссертации делает работу актуальной.

Цель работы. I) Определение влияния выделений вторичных фаз на характер и кинетику изменения текстуры при рекристаллизации. Решение этой задачи потребовало разработки математических моделей развития текстуры в структурно неоднородной матрице.

2) Поиск путей оптимизации распределения вторичных фаз и повышения степени совершенства текстуры вторичной рекристаллизации.

Научная новизна. В работе впервые системно изучено влияние дисперсных фаз и особенностей микроструктуры матрицы на состав и кинетику изменения текстуры на различных этапах рекристаллизации. Конкретизирована роль дисперсных частиц, морфологических особенностей карбидных выделений, размера кристаллитов при формировании текстуры первичной рекристаллизации. При изучении собирательной

и вторичной рекристаллизации получены новые закономерности, касающиеся влияния исходной разнозернистости, количества и характера поведения дисперсных частиц.

Предложены математические модели, позволяющие по известным параметрам структуры и распределения дисперсных фаз рассчитать состав текстуры на стадии первичной рекристаллизации и текстурные изменения при дальнейшем росте зерен. Имитационная модель включает уравнения, описывающие ориентационную зависимость скорости роста зерен и влияние на нее дисперсных фаз.

Практическая ценность. Обоснованы рекомендации по изменению режимов нормализации, обезуглероживающего и высокотемпературного отжигов, которые после опробирования в лаборатории моделирования ВИЗа позволили получить уровень магнитной индукции $B_{100} > 1,74$ Тл (в толщине 0,30 мм).

Предполагаемые изменения в технологии направлены на усиление стабилизации зеренной структуры за счет:

- увеличения полноты выделения частиц $A\gamma N$ при охлаждении металла в процессе нормализации;
- сохранения после обезуглероживающего отжига (00) углерода в количестве 0,006 - 0,025% и удаления его на стадии высокотемпературного отжига (ВТО) за счет добавки в термостойкое покрытие окислов и гидроокислов меди.

Разработаны способы повышения степени совершенства текстуры $\{110\} <001>$, основанные на регулировании кинетики текстурообразования при рекристаллизации. Практически это достигалось:

- при установлении на стадии ОО температуры нагрева на первичную рекристаллизацию прямо пропорционально содержанию углерода и азота в стали;
- при снижении температуры вторичной рекристаллизации за счет повышения температуры металла на заключительной стадии ОО и уменьшения скорости нагрева на ВТО в диапазоне температур начала аномального роста зерен.

В диссертации разработана и впервые использована методика построения функции распределения ориентировок по фигурам травления.

Использование результатов работы. Освоение рекомендаций, направленных на совершенствование режимов горячей прокатки, ОО и ВТО, позволило на ВИЗе повысить долю марок 3406, 3415 с 61 до 66% (в толщине 0,35 мм) и получить экономический эффект с долей диссертанта в 52,4 тыс.руб.

Аттестация работы. Основные результаты работы доложены и обсуждены на УП и УШ Всесоюзных Совещаниях по физике и металловедению электротехнических сталей и сплавов (г.Сузdalь, 1984г. и г.Липецк, 1988г.), на У и УІ Всесоюзных конференциях "Текстуры и рекристаллизация в металлах и сплавах" (г.Уфа, 1987г. и г.Свердловск, 1990г.), на научно-технической конференции "Проблемы повышения качества магнитомягких материалов" (г.Свердловск, 1986г.), на Всесоюзном семинаре по количественным методам анализа текстуры (г.Свердловск, 1990 г.).

Публикации. По материалам диссертации опубликовано 16 печатных работ, выдано одно авторское свидетельство, получены положительные решения на две поданные заявки на изобретения.

Объем работы. Диссертация состоит из введения, обзора и списка литературы из 218 наименований, четырех глав, выводов и содержит 205 страниц машинописного текста, 61 рисунок и 23 таблицы.

КРАТКОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

В обзоре литературы дан анализ механизмов текстурообразования при рекристаллизации. Сопоставлены результаты работ по изучению ориентационной зависимости скорости роста. Приводятся результаты работ по влиянию особенностей структуры матрицы (дисперсных частиц, карбидных выделений, размеров зерен) и технологических факторов (степени деформации и скорости нагрева металла) на компонентный состав текстуры первичной рекристаллизации. Отмечается, что в литературе практически отсутствуют: 1) экспериментальные данные о кинетике текстурообразования при рекристаллизации; 2) анализ влияния на этот процесс особенностей исходной микроструктуры, дисперсности вторичных фаз, характера взаимодействия частиц с мигрирующими границами и скорости их растворения.

При анализе особенностей поведения дисперсных частиц при производстве электротехнической стали отмечается способность AlN и цементита (в отличие от MnS) как растворяться, так и держаться на этапах "холодного" передела. Указывается на отсутствие данных о связи кинетики выделения AlN с содержанием углерода, режимами предварительной обработки.

Материал и методика исследования.

Исследование выполнено в основном на металле конверторной выплавки (ЧМК), содержащем в качестве ингибиторной фазы AlN и MnS . Отбор образцов для исследования осуществляли на ЧМК (после горячей прокатки) и на ВИЗе (после холодной прокатки).

В лабораторных условиях холодную прокатку проводили на стане "Кварт" (диаметр валков 120 мм). Термообработку образцов осуществляли в лаборатории моделирования ВИЗа, а также в НИИМе в прусчатых печах с регулируемой атмосферой. В некоторых случаях металлы отжигали в свинцовой ванне, а при закалке с $t > 1150^{\circ}$ использовали печь Таммана с атмосферой азота.

Микроструктуру исследовали на оптических микроскопах "Nu - 2", "Neofot" методами количественной металлографии. Для оценки параметров распределения зерен по размерам просматривалось более 300 зерен. Зеренную структуру выявляли в 4% растворе HNO_3 в спирте, а при определении кинетики первичной рекристаллизации - электролитически, в перенасыщенном водном растворе Cr_2O_3 .

Распределение дисперсной фазы, экстрагированной в угольные реплики, исследовали на электронном микроскопе "Tesla - 540". Идентификацию фаз проводили методом электронной дифракции.

Текстуру анализировали по полюсным фигурам. Степень совершенства текстуры вторичной рекристаллизации определяли на магнитном текстурометре, а магнитные свойства - на аппарате Эштейна.

Ориентировки отдельных зерен и разориентацию в объеме деформированных кристаллитов оценивали по фигурам травления. Фигуры травления, ограниченные, прежде всего, плоскостями {100}, получали в реактиве состава: 32 мл H_2O , 7 мл H_2O_2 , 0,25 мл $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$, 0,25 мл HCl. Для построения функции распределения ориентировок (ФРО) по результатам определения ориентации зерен по фигурам травления была разработана специальная методика в двух вариантах. Сущность первого варианта заключается в сопоставлении конфигураций фигур травления в каждом зерне с набором проекций куба. Проекции куба рассчитаны на ЭВМ и представлены в координатах пространства углов Эйлера (Ψ , Θ , Φ).

В случае мелкозернистой матрицы ($D < 10 \text{ мкм}$) фигуры травления выявляются не во всех зернах. Это связано с зависимостью травимости фигур от их ориентации. В связи с этим предложен другой вариант построения ФРО по фигурам только одного или двух типов, но выявленных в различных сечениях образца. Для построения ФРО просматривали 200 фигурок типа {110} и {100} - в первом (поперечно-торцевом) сечении образца; при этом замеряли просмотренную площадь. В других сечениях образца (расположенных под углами 15° , 30° , 90° к первому) фигуры анализировали на той же площади.

По уравнениям, полученным в работе, и по результатам опреде-

ления ориентации зерен оценивали угол Θ и ось <111р> взаимной разориентации, угол отклонения оси <111р> от <110> - β .

Влияние структурных параметров матрицы на кинетику формирования текстуры при первичной рекристаллизации

Исследование текстурообразования при первичной рекристаллизации и особенностей текстуры деформации проводили на образцах, отличающихся по количеству дисперсных частиц ($N_{\text{обр.1}}/N_{\text{обр.2}}$ 2,5), стадии их выделения (обр.3 - в процессе рекристаллизации, обр.4 - до холодной прокатки), морфологии карбидных выделений (обр.5 - без углерода, обр.6 - перлит, обр.7 - цементит, обр.8 - дисперсные карбиды и отпущенный мартенсит), по размерам исходных кристаллитов ($D_{\text{обр.10}}/D_{\text{обр.9}} \sim 9$). Установлено, что большая выраженность компоненты {111}+10° в текстуре холодной прокатки и меньшая величина внутризеренной разориентации достигаются при большем N . Выделения цементита по границам зерен приводили к усилению {100-112}<110> в текстуре деформации, а наличие зон отпущеного мартенсита и дисперсных карбидов - к повышению интенсивности {111}.

При изучении кинетики текстурообразования установлено, что с увеличением количества дисперсных фаз и уменьшением размеров кристаллитов формирование ребровой ориентации смещается к более поздним этапам, а преимущество на первых этапах получают зародыши октаэдрической ориентации. Одновременно при этом уменьшается рассеяние ребровой компоненты в текстуре первичной рекристаллизации. Последний эффект связан, с одной стороны, с уменьшение рассеяния октаэдрической ориентации в текстуре деформации, а с другой стороны, с усилением проявления ориентационной зависимости скорости роста.

Усиленное подавление возникновения зародышей на каком-либо этапе рекристаллизации наблюдается прежде всего в случае выделения в этот момент дисперсных фаз. Так, при нагреве нормализованной и холоднокатаной стали выделение дисперсных карбидов подавляет ребровую ориентацию, а усиливаются компоненты {100-112}, формирующиеся на последующих этапах.

При наличии грубых цементитных выделений на границах деформированных кристаллитов в текстуре усиливается ориентация {111}<110>, а при обнаружении на границах пластинчатого перлита - {111+113}<110+30°> и {110}<001>. В целом, увеличение содер-

жения углерода в стали способствуют развитию компоненты {III} в текстуре первичной рекристаллизации.

Особенностью зародышобразования в крупнозернистой матрице является увеличение относительного количества новых зерен, сформировавшихся в объеме кристаллитов и имеющих ориентацию типа {hKO} (после деформации $\leq 70\%$). Показано, что зародыши, возникающие у исходных границ, имеют ориентацию $\langle h\bar{h}\ell \rangle \text{II0}$ и $\{III\}\langle II2\rangle$, на межфазных границах $-\langle h\bar{h}\ell \rangle \langle II0+3C^0 \rangle$.

Установлена связь доли зародышей рекристаллизации, формирующихся в объеме зерен (W_0) и на межфазных границах (W_Φ), с величиной деформации металла ($\varepsilon, \%$), размером исходных кристаллитов ($\bar{D}_M, \text{мкм}$), объемной долей включений (f_Φ , отн.ед.) и параметром, характеризующим дисперсность вторичных фаз ($P_T = K \cdot f / \bar{d}, \text{Дж}/\text{м}^3$):

$$W_0 = (0,05 + 0,0017 \cdot \varepsilon - 43,4 \cdot 10^{-5} P_T / \varepsilon) \cdot \bar{d} / (\bar{D}_M), \quad (1)$$

$$W_\Phi = f_\Phi (3,5 - 0,04 \varepsilon + 766 \cdot 10^{-5} P_T / \varepsilon). \quad (2)$$

Зависимости (1-2) положены в основу модели, позволяющей для трансформаторной стали рассчитать состав текстуры (относительную площадь $S_{\{h\bar{h}\ell\} \langle IIVW \rangle}$):

$$S_{\{h\bar{h}\ell\} \langle IIVW \rangle} = K \cdot W_{\{h\bar{h}\ell\} \langle IIVW \rangle} \cdot C_{\{h\bar{h}\ell\} \langle IIVW \rangle}, \quad (3)$$

$$W_{\{h\bar{h}\ell\} \langle IIVW \rangle} = W_2 \cdot W_{\{h\bar{h}\ell\} \langle IIVW \rangle} \cdot W_0 \cdot W_{\{h\bar{h}\ell\} \langle IIVW \rangle} \cdot W_\Phi \cdot W_{\{h\bar{h}\ell\} \langle IIVW \rangle} \cdot W_\Phi, \quad (4)$$

где K - нормировочный коэффициент,

$C_{\{h\bar{h}\ell\} \langle IIVW \rangle}$ - размерный коэффициент, определяемый экспер.,

$W_{\{h\bar{h}\ell\} \langle IIVW \rangle}$ - доля зародышей ориентации $\{h\bar{h}\ell\} \langle IIVW \rangle$.

Значения $W_2 \cdot W_{\{h\bar{h}\ell\} \langle IIVW \rangle} \cdot W_0 \cdot W_{\{h\bar{h}\ell\} \langle IIVW \rangle} \cdot W_\Phi \cdot W_{\{h\bar{h}\ell\} \langle IIVW \rangle}$, являющихся в случае рассеянной исходной текстуры матрицы функциями только от ε , получены по результатам математической обработки данных о структуре и текстуре серии образцов ($\bar{D}_M = 15-90 \text{ мкм}$, $\varepsilon = 50-70\%$, $f_\Phi = 0-0,25$, $P_T = 2 \cdot 10^5 + 10^6 \text{ Дж}/\text{м}^3$).

Результаты моделирования показали неоднозначность влияния на текстуру первичной рекристаллизации различных структурных факторов. Так, увеличение при малом количестве дисперсных фаз ($P_T \sim 2,5 \cdot 10^5 \text{ Дж}/\text{м}^3$) приводит к росту содержания компонент $\{II3+II2\} \langle II0 \rangle$, $\{III\} \langle II2 \rangle$, а при $P_T \sim 12 \cdot 10^5 \text{ Дж}/\text{м}^3$ - к развитию лишь компоненты $\{III\} \langle II2 \rangle$.

Уточнены требования к структуре и величине деформации металла, позволяющие усилить при первичной рекристаллизации компоненты $\{III\} \langle II2 \rangle$, $\{hKO\} \langle 001 \rangle$, $\langle h\bar{h}\ell \rangle \langle II0+3C^0 \rangle$ и др.

Текстурные преобразования при росте рекристаллизованных зерен

Для изучения текстурообразования на стадии роста зерен были отобраны образцы, отличающиеся по разнозернистости и количеству дисперсных частиц.

Установлено, что в случае высокой исходной разнозернистости ($D_{\max}/D_{\text{мод}} = 5$) и низкой плотности распределения частиц ($N < 10^{13} \text{ см}^{-3}$) собирательная рекристаллизация в процессе ступенчатого нагрева сопровождается последовательным снижением скорости роста и разнозернистости, а в текстуре получают развитие зерна различных ориентировок, имеющие размерное преимущество. С увеличением однородности исходной зеренной структуры ($D_{\max}/D_{\text{мод}} = 2:3$) и $N > 2 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-3}$ скорость роста зерен и разнозернистость в процессе ступенчатого нагрева возрастает, а при $N > 4 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-3}$ - имеет место вторичная рекристаллизация.

По результатам расчетов установлено, что с увеличением разнозернистости и уменьшением N возрастает средняя скорость и доля зерен, принимающих участие в росте. Ограничению скорости нормального роста в многокомпонентной матрице с благоприятной текстурой может способствовать формирование колоний зерен близкой ориентации. Рассчитана граница значений тормозящих сил ($F_T = 4 \cdot 10^4 \text{ Дж/м}^3$), выше которой процесс вторичной рекристаллизации будет завершаться полностью. Показано, что в стали с $S - N$ ингибированием, нормализованной по режимам действующей технологии, на стадии ВТО происходит выделение AlN , в том числе в температурном диапазоне вторичной рекристаллизации. При этом текстура может существенно меняться даже при слабом росте Δ за счет развития разнозернистости. Это подтверждено расчетами: при росте Δ на 15% содержание слабой компромиссной компоненты может увеличиваться на 7-25%.

Экспериментально установлено, что в случае усиленной стабилизации структуры в текстуре развиваются компоненты $\{III\}\langle II2\rangle - \{II3\}\langle I4I\rangle$, которые компромиссны, то есть разориентированы относительно основных на углы 25-40°. Это согласуется с результатами теоретического анализа влияния дисперсных частиц на количество компромиссных ориентаций. При анализе использованы уравнения, определяющие зависимость μ_f (произведения подвижности границ на ее энергию) от параметров разориентации зерен - (θ°, β). Значения

коэффициентов A_i^i в уравнении регрессии типа (5)

$$m_f = y_{\text{расч}}^i(\theta_{i-i}) + A_1^i(\theta - \theta_{i-i}) + A_2^i(45 - \beta) + A_3^i(\theta - \theta_{i-i})(45 - \beta), \quad (5)$$

где $i = 1-4$, $y_{\text{расч}}(0) = 0$,

в работе определены в зависимости от количества дисперсных частиц.

С учетом конкретного вида уравнения (5) проанализировано влияние коалесценции частиц по границам на ориентационную зависимость скорости роста зерен. Сужение диапазона высокоподвижных углов и осей разориентации наблюдалось в случае увеличения скорости коалесценции частиц. Этому же способствовало и сближение значений движущих и тормозящих сил.

Полученные результаты позволили развить одномерную модель текстурных преобразований при росте зерен. Распределение в матрице зерен и ориентировок задавали случайным образом, а плотность распределения дисперсных частиц – по синусоиде.

Скорость уменьшения тормозящей силы определялась кинетикой: 1) процесса растворения частиц, развивающегося равномерно по всему объему матрицы (ур-ие 6); 2) процесса коалесценции, увеличивающей свою скорость (V_k) на высокоподвижных границах (ур-ие 7):

$$T = T_0 \cdot \exp(-K_F \cdot (t/H)^*) \quad , \text{ где } t \text{ – время, } K_F, H \text{ - const} \quad (6)$$

$$T = T_0 (1 - K \cdot V_k \cdot m_f) \quad , \text{ где } K \text{ – размерная const} \quad (7)$$

Значение m_f границ определяли из уравнения типа (5), а в случае вторичной рекристаллизации – дополнительно предполагали линейную зависимость m_f от скорости миграции границ. Адекватность модели доказана тем, что: 1) кинетика роста зерен при имитации описывается уравнением $\dot{D} = K \cdot r^*$ (где $r = I/2$ при $T=0$ и $I < I/2$ при $T>0$); 2) при развитии процесса устанавливается логнормальное распределение зерен по размерам.

По результатам моделирования установлено, что развитию компромиссных компонент при росте зерен способствует: 1) уменьшение скорости убывания объемной доли вторичных фаз – в случае $V_k \geq 10^{-3}$ мкм/мин. Оптимальное количество частиц для развития совершенной текстуры вторичной рекристаллизации зависит от скорости их коалесценции: количество быстро коалесцирующих частиц должно быть в ~ 4 раза больше, чем в случае только растворяющейся фазы. В слабо стабилизированной матрице ($F_t < 3 \cdot 10^5$ Дж/м³) росту совершенства ребровой текстуры способствует увеличение однородности распределения дисперсных частиц, а при усиленной стабилизации необходимо неоднородное распределение вторичных фаз.

Разработка способов совершенствования текстуры в анизотропной электротехнической стали

Экспериментально установлено, что количество дисперсных частиц в промышленном металле, как правило, меньше оптимальной величины, необходимой для получения совершенной текстуры вторичной рекристаллизации. Поэтому необходимо разработать способы повышения плотности распределения дисперсных фаз. С этой целью изучена кинетика выделения AlN в металле с различным содержанием углерода. Показано, что в случае охлаждения металла с температуры гомогенизации ($1350^{\circ}C$) до температур $t_{\text{от}} = 750..1000^{\circ}$ путем переноса образцов в нагретую печь максимум количества выделившихся частиц достигается при $t = 800^{\circ}C$. На основании этого для увеличения полноты выделения дисперсных частиц рекомендуется в процессе охлаждения металла при нормализации осуществлять выдержку при $t = 800^{\circ}C$. Это позволило увеличить степень совершенства ребровой текстуры до 97%. В другой серии экспериментов, включающих перенос образцов с температуры гомогенизации до $t_{\text{от}}$ путем промежуточной закалки объемная доля дисперсных частиц увеличивается с повышением температуры отжига до $\sim 1000^{\circ}C$. Однако, если содержание углерода в металле составляет $0,04\%$, то зарождение дисперсных частиц наблюдается уже в процессе ускоренного охлаждения металла, а температура максимального выделения частиц AlN при последующем нагреве снижается до $t_{\text{от}} \sim 800^{\circ}C$. Дальнейшее выделение наблюдалось после обезуглероживающего отжига.

Карбидные частицы и сегрегации углерода (при $\sim 0,01..0,02\% C$) оказывают стабилизирующее влияние на границы зерен и на стадии собирательной рекристаллизации. При $C > 0,02\%$ строчки перлита или аустенита приводят к росту неблагоприятных кубических компонент, а в дальнейшем - к срыву вторичной рекристаллизации.

При использовании для стабилизации границ $C > 0,005\%$ основной сложностью является необходимость удаления углерода в готовой стали. Эта проблема разрешена за счет добавки в термостойкое покрытие окиси и гидроокиси меди для образования в процессе ВТО влаги и окиси углерода. Проведенные эксперименты обеспечили полное обезуглероживание металла как в лабораторных, так и в полупромышленных условиях ВИЗа и позволили на лучших образцах достигнуть уровень индукции $B_{100} \sim 1,800$ Тл.

Другой способ увеличения количества дисперсных частиц в металле с $C_{\text{пл}} > 0,04\%$ заключается в медленном нагреве на обезуглеро-

живавший отжиг, предварительно нормализованной и холоднокатаной стали. Это, пожалуй, единственный случай, когда возможно выделение такого количества карбидных и нитридных частиц, которое превышает оптимальное для формирования острой ребровой компоненты в текстуре первичной рекристаллизации. По этой причине в работе предложено температурную нагрева на первичную рекристаллизацию устанавливать прямо пропорционально содержанию углерода и азота в стали.

Другая рекомендация основана на том, что совершенство текстуры вторичной рекристаллизации выше, если рост зерен контролируется преимущественно коалесцирующей, а не растворяющейся фазой. Эти условия могут быть созданы при снижении температуры вторичной рекристаллизации. Для этого был разработан способ производства, включающий увеличение размозеристости за счет повышения температуры стали на заключительной стадии ОО и замедленный нагрев на ВТО в диапазоне температур вторичной рекристаллизации. В этом случае усиление ориентационной зависимости скорости роста способствует также сближение значений движущих и тормозящих сил процесса вторичной рекристаллизации, автоматически обеспечивающее при медленном нагреве.

ОБЩИЕ ВЫВОДЫ

1. Изучены закономерности влияния неоднородности микроструктуры, распределения нитридных, сульфидных и карбидных фаз на кинетику текстурообразования при рекристаллизации анизотропной электротехнической стали. На базе экспериментальных результатов предложены математические модели текстурообразования при первичной, субструктурной и вторичной рекристаллизации. Показаны пути повышения совершенства ребровой текстуры готовой стали, включаящие разработку новых режимов обезуглероживания и высокотемпературного отжигов.

2. С использованием метода фигур травления построены функции распределения ориентировок зародышей рекристаллизации, образующихся в различных микрообъемах. Установлено, что зародыши, возникающие по "старым" границам, заторможенным выделениями вторичных фаз, имеют преимущественно ориентацию $\{III\}\langle II2\rangle + 0-30^\circ$, являющуюся компромиссной относительно текстуры деформации. Увеличение количества дисперсных частиц в матрице приводит к уменьшению внутризеренных разориентировок и повышению совершенства окта-

эдрической компоненты в процессе деформации, а при отжиге - к замедлению миграции малоугловых границ, уменьшению доли зародышей, образующихся в объеме, и увеличению доли их по границам зерен, в результате чего в текстуре развиваются компоненты $\{hhl\}$ $\langle 110 + 0-30^\circ \rangle$ и уменьшается рассеяние ребровой ориентации. Уменьшение размеров кристаллитов и увеличение количества дисперсных частиц нивелирует влияние ориентации исходных кристаллитов на склонность их к рекристаллизации и характер текстуры.

3. Влияние карбидных выделений на текстурообразование определяется морфологией и стадией их выделения в цикле деформация - рекристаллизация. Увеличение количества дисперсных карбидов ($d < 300 \text{ \AA}$) перед холодной прокаткой приводит к росту содержания компонент $\{100\}\langle 001 \rangle$ и $\{III\}\langle 110-112 \rangle$; выделения карбидов непосредственно при рекристаллизации - к развитию компонент $\{100-112\}\langle 110 \rangle$ и формированию мелкозернистой структуры с $D \sim 6 - 8 \text{ мкм}$. Грубые цементитные выделения и пластинчатый перлит по границам матричных кристаллитов способствует увеличению в текстуре $\{III\}\langle 112 \rangle \pm 0-30^\circ$.

4. На основе выявленных закономерностей изменения доли возникших зародышей рекристаллизации и преимущественной их ориентации в различных микрообъемах деформированной матрицы разработана математическая модель, позволяющая рассчитать компонентный состав текстуры. По результатам моделирования конкретизированы параметры исходной структуры и степени деформации металла для обеспечения заданного текстурного состояния электротехнической стали.

5. Характер текстурных преобразований при собирательной рекристаллизации определяется разнозернистостью и степенью стабилизации структуры после первичной рекристаллизации. При количестве дисперсных частиц $(1+2) \cdot 10^{13} \text{ см}^{-3}$ и отношении $D_{\max}/D_{\text{mod}} > 5$ собирательная рекристаллизация сопровождается снижением разнозернистости, а текстурные изменения определяются развитием ориентаций, характеризующихся размерным преимуществом зерен. При исходных значениях $N > (2-4) \cdot 10^{13} \text{ см}^{-3}$ и $D_{\max}/D_{\text{mod}} = 2 \div 3$ доля растущих зерен в начале процесса уменьшается, развитие получают лишь компромиссные компоненты при последовательном увеличении разнозернистости структуры.

6. Установлено, что развитию вторичной рекристаллизации предшествует усиление разнозернистости структуры в стабилизированной матрице. При этом, текстурные изменения возможны и при $D \sim 10 \text{ мкм}$, за счет перераспределения зерен по размерам. Сделано

предположение, что увеличению совершенства текстуры вторичной рекристаллизации способствует формирование колоний зерен близкой ориентации ($\Theta = 10^0$) в многокомпонентной матрице.

7. Получен аналитический вид ориентационной зависимости скорости роста. Показано, что сужение диапазона высокоподвижных углов и осей разориентации достигается в случае увеличения скорости коалесценции частиц и сближения значений движущих и тормозящих сил.

8. Предложена имитационная одномерная модель текстурных преобразований при нормальном и аномальном росте зерен. Модель учитывает неоднородный характер распределения дисперсных фаз, микроструктуры и ориентировок и предполагает линейную зависимость подвижности границ от скорости их миграции при вторичной рекристаллизации.

9. Результаты моделирования показали, что

а) коалесценция дисперсных частиц способствует развитию при росте зерен компромиссных компонент; в случае быстро коалесцирующих частиц одновременное растворение их ослабляет ориентационную зависимость скорости роста;

б) оптимальное количество частиц для формирования высокой степени совершенства ребровой текстуры вторичной рекристаллизации зависит не только от параметров структуры матрицы, но и от поведения дисперсных фаз при термообработке. Оптимальное количество коалесцирующих частиц в 4 раза выше, чем частиц только растворяющейся фазы.

в) увеличение однородности распределения дисперсных фаз способствует развитию совершенной текстуры вторичной рекристаллизации в слабо стабилизированной матрице ($F_t < 3 \cdot 10^5 \text{ Дж}/\text{м}^3$), а в усиленно стабилизированной матрице ($F_t > 3 \cdot 10^5 \text{ Дж}/\text{м}^3$) – приводит к снижению степени совершенства текстуры.

10. Показано, что режимы нагрева металла на ОО и ВТО должны зависеть от полноты выделения дисперсных частиц в процессе нормализации. Для формирования точно ориентированных ребровых зерен скорость нагрева стали на ОО должна быть тем ниже, чем меньше фазообразующих элементов в твердом растворе, а для преимущественного их роста при ВТО – интервал температур замедленного нагрева тем ниже, чем большее разнозернистость структуры, содержание октаэдрических компонент в текстуре и дисперсность вторичных фаз.

11. Полученные результаты положены в основу при разработке

технологических вариантов, позволяющих повысить степень совершенства ребровой текстуры в электротехнической стали за счет:

- а) увеличения полноты выделения частиц AlN при охлаждении металла при нормализации;
- б) сохранение после ОО остаточного содержания углерода в количестве 0,006..0,025% с последующей рафинировкой металла при ВТО за счет добавки в термостойкое покрытие окислов и гидроокислов меди;
- в) осуществление ступенчатого нагрева на ОО за счет понижения температуры нагрева на первичную рекристаллизацию при снижении в стали содержания углерода и азота;
- г) снижения температуры вторичной рекристаллизации за счет обеспечения высокой разнозернистости в стабилизированной структуре обезуглероженной стали и снижения скорости нагрева до 10 град/час на начальном этапе аномального роста зерен.

Долевой экономический эффект, полученный за счет повышения качества анизотропной электротехнической стали при внедрении рекомендаций, основанных на данных диссертации, составил 52,4 тыс. руб.

Основные научные результаты диссертационной работы представлены в публикациях

1. Гольдштейн В.Я., Термер Э.Р. Особенности влияния дисперсной фазы на текстурные изменения при первичной рекристаллизации сплава $Fe + 3\% Si$ // Физика металлов и металловедение. -1986. -T.61. -№3. -С.554-560.

2. Термер Э.Р., Гольдштейн В.Я. Построение функции распределения ориентировок по фигурам травления // Заводская лаборатория. -1987. -№5. -С.18-22.

3. Выделение AlN в кремнистом железе при промежуточной закалке / Л.П.Емельяненко, Б.М.Могутнов, Г.А.Чернавцева, А.В.Мерзляков, Э.Р.Термер, В.Я.Гольдштейн // Изв. АН СССР. Сер."Металлургия". -1987.-С.107-110.

4. Кинетика выделения нитрида алюминия в кремнистом феррите ($Si = 3\%$) / Л.П.Емельяненко, Б.М.Могутнов, Г.А.Чернавцева, А.В.Мерзляков, Э.Р.Термер, В.Я.Гольдштейн // Физика металлов и металловедение. 1988.-T.65.-№5.-С.955-959.

5. Термер Э.Р., Гольдштейн В.Я. Ориентационная зависимость скорости роста зерен в матрице с различным количеством дисперсных

частич / Челябинский н.-и. институт металлургии.-Челябинск.1988.-
ИС.:Деп. в Черметинформации 28.07.88. №4660.

6. Гольдштейн В.Я., Термер Э.Р., Савинская А.А. Влияние
структурны матрицы на текстурные преобразования при росте зерен в
сплаве $Fe + 3\% Si$ // Физика металлов и металловедение.-1988.
T.60.-№4.- С.770-776.

7. Гольдштейн В.Я., Термер Э.Р. Прогнозирование текстуры
первичной рекристаллизации // Известия АН СССР. Сер.физическая.
-1989. -T.53. -№4. -С.666-670.

Гольдштейн