

Тема 9

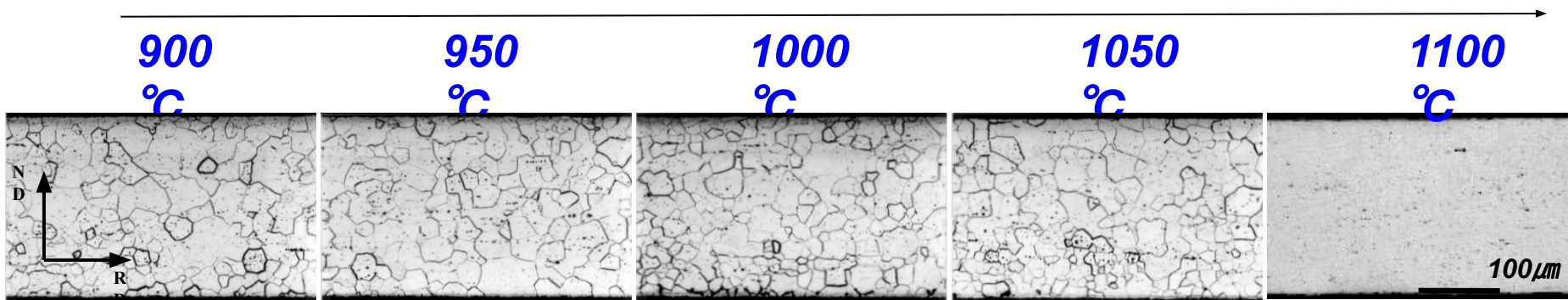
Ингибиторная фаза. Текстурная наследственность

Подготовил,
к.т.н.

А.А. Редикульцев

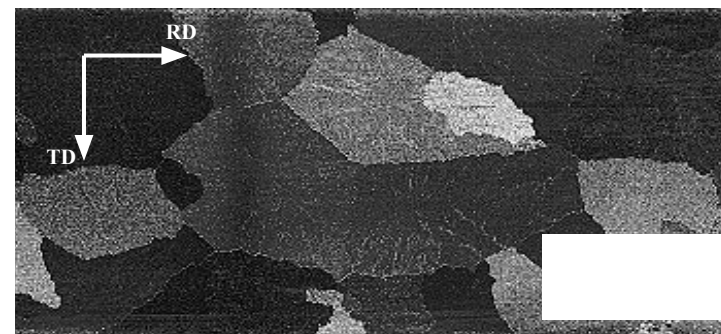
Екатеринбург
2018

Ингибиторная фаза



Параметры ингибиторной фазы (AlN, MnS):

- объёмная доля $\sim 0.015\%$;
- количество частиц $\sim 10^{12}-10^{14}$ шт/см³;
- размер частиц $< 1000 \text{ \AA}$.

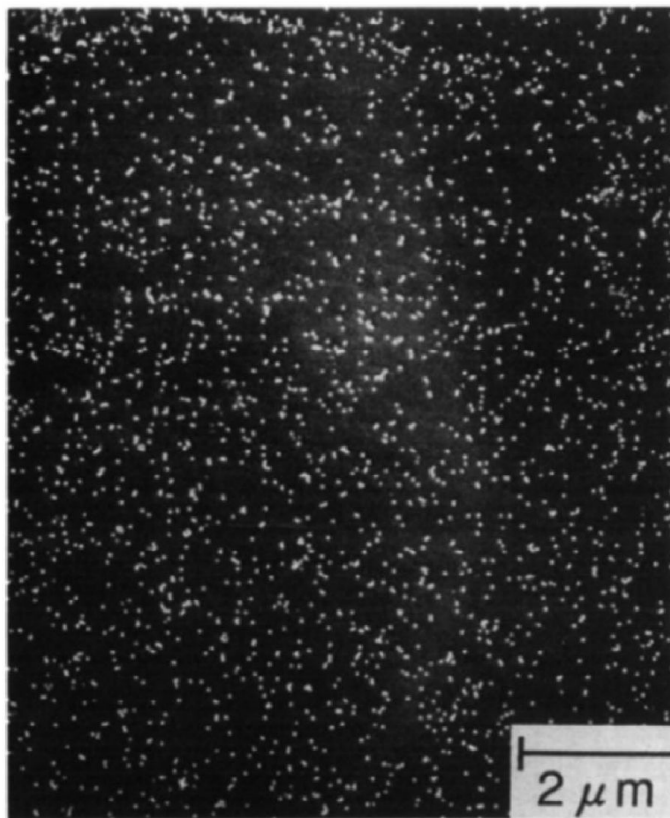


ND – normal direction, TD – transverse direction, RD – rolling direction

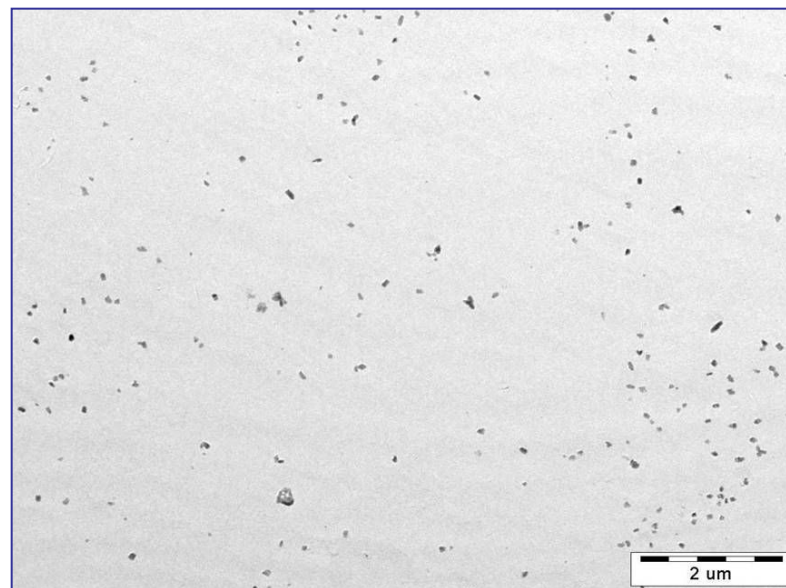
Ингибиторная фаза

Ингибитор		Форма	Размер	Размер зерна ПР	Температура ВР
MnS		Кубическая (округлая)	300-500 Å	15-20 мкм	850 °C
AlN	Сульфо- нитридный (AlN+MnS)	Гексагональная (Игольчатая)	100-300 Å Перед ОГП 230 Å После ОГП 180 Å	5-10 мкм	950 °C
	Азотирование		После ОГП 1000-2000 Å •1000 Å : критический максимальный размер, который имеет ингибирующую силу После азотирования 100-300 Å нитриды кремния ВТО 950°C: 300-1200Å	20-30 мкм	1050 °C

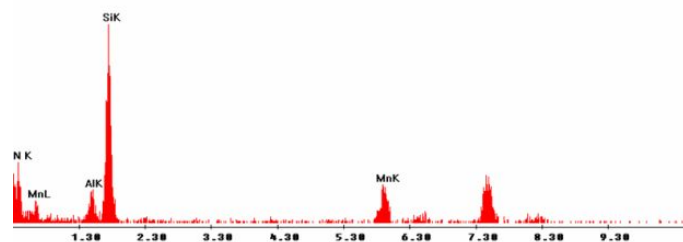
Ингибиторная фаза



Ингибиторная фаза MnSe наблюдаемая методом РЭМ



Label A: s111

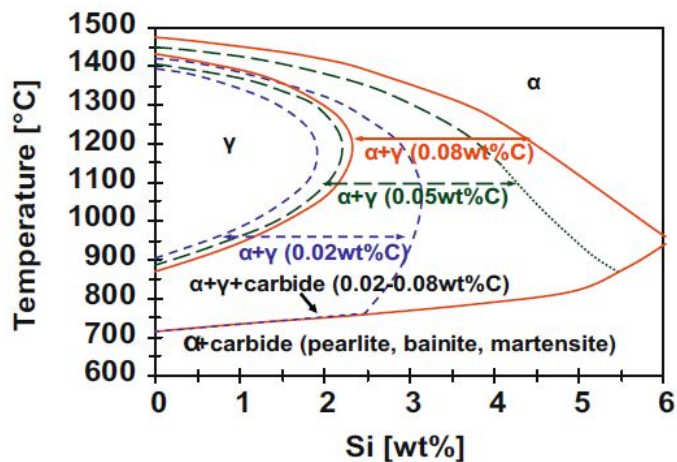


Ингибиторная фаза AlN, наблюдаемая методом РЭМ

Ингибиторная фаза

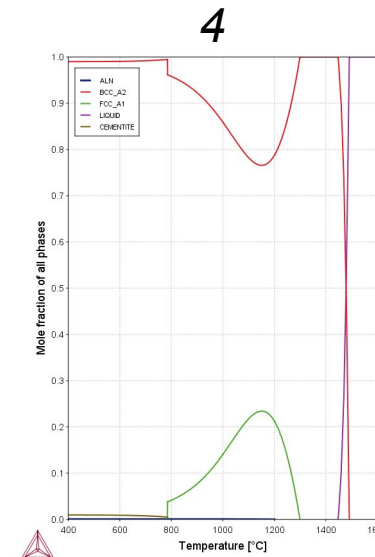
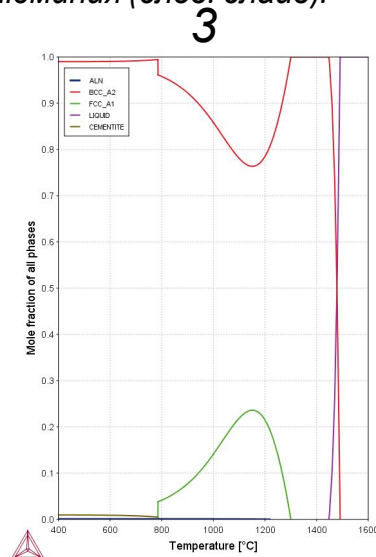
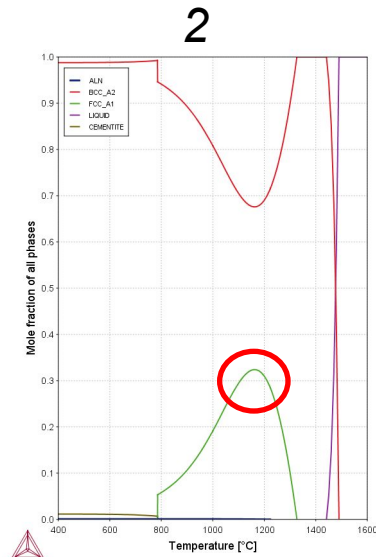
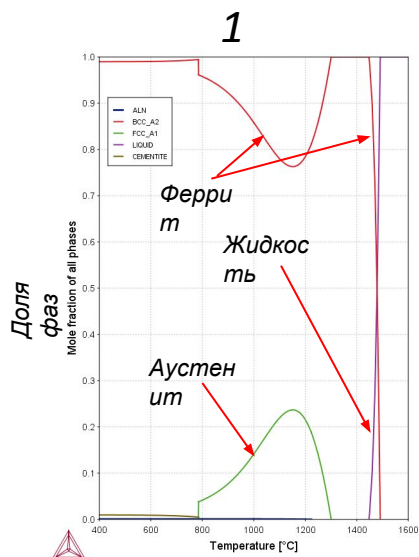
- Эффективными ингибиторами нормального роста зерна со средним размером 10...20 мкм являются частицы второй фазы размером 5...50 нм и объемной плотности $10^{12} \dots 10^{14} \text{ см}^{-3}$.
- Поэтому в ходе горячей прокатки, последующего охлаждения и дальнейших переделов необходимо добиваться как можно более дисперсного выделения частиц вторых фаз. При этом необходимо учитывать структурную неоднородность горячекатаной полосы, а, следовательно, и неоднородность в распределении ингибиторной фазы.

Низкотемпературный или высокотемпературный нагрев перед горячей прокаткой

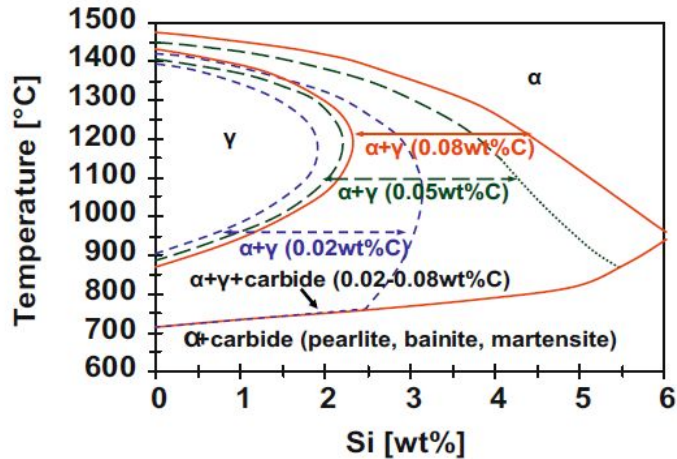


1. C = 0.053%, Si variable, N = 0.0090%, Al = 0.0270%
2. C = 0.064%, Si variable, N = 0.0090%, Al = 0.0270%
3. C = 0.053%, Si variable, N = 0.0084%, Al = 0.0270%
4. C = 0.053%, Si variable, N = 0.0067%, Al = 0.0270%

1. Увеличение содержания углерода, как самого сильного аустенитостабилизирующего элемента, увеличивает объемную долю аустенита при высоких температурах – состав №2. В связи с большей растворимостью азота в аустените, растворение и выделение AlN (морфология) в данном химическом составе будут отличаться от составов сравнения (выделено пунктиром). При этом объемная доля AlN зависит только от содержания азота и алюминия (след. слайд).



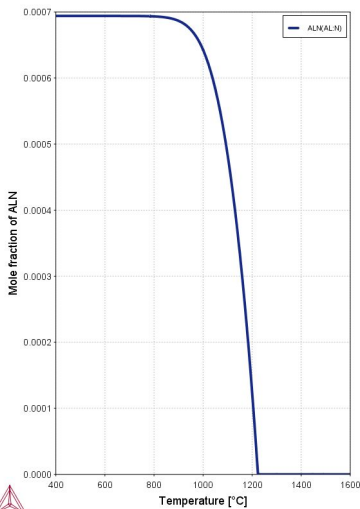
Низкотемпературный или высокотемпературный нагрев перед горячей прокаткой



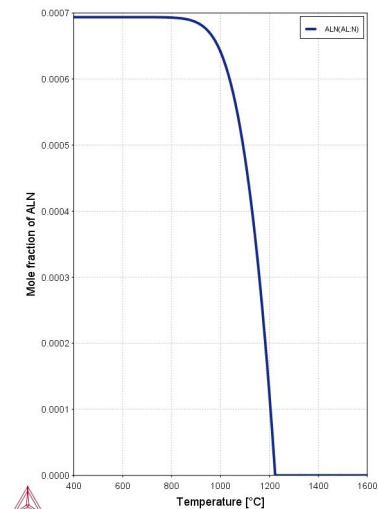
1. $C = 0.053\%$, Si variable, $N = 0.0090\%$, $Al = 0.0270\%$
2. $C = 0.064\%$, Si variable, $N = 0.0090\%$, $Al = 0.0270\%$
3. $C = 0.053\%$, Si variable, $N = 0.0084\%$, $Al = 0.0270\%$
4. $C = 0.053\%$, Si variable, $N = 0.0067\%$, $Al = 0.0270\%$

2. Объемная доля AlN определяется только содержанием азота и алюминия. Уменьшение содержания азота приводит к снижению доли AlN – составы №3 и 4.

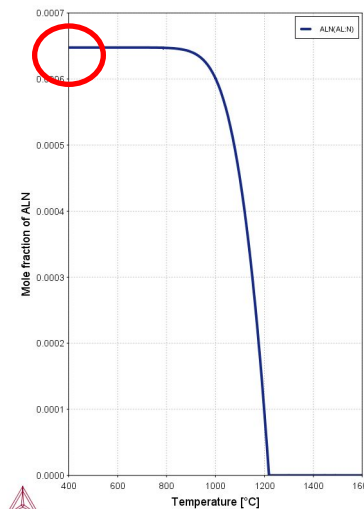
1



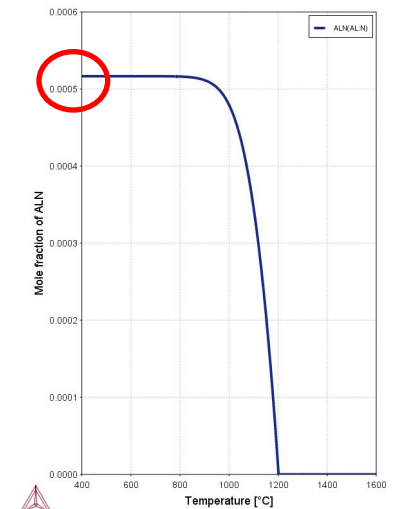
2



3



4



Ингибиторная фаза MnS

- Горячая прокатка стали **сульфидного варианта** ингибирования сопровождается выделением из твердого раствора дисперсной фазы MnS. При этом основное ее количество выпадает на стадии чистовой прокатки и последующего охлаждения стали.
- Фаза после горячей прокатки распределена достаточно равномерно и характеризуется следующими параметрами:
 - размер частиц – 20...200 нм,
 - объемная плотность - $(0.3...2.0) \times 10^{13} \text{ см}^{-3}$.
- При дальнейшей обработке происходит только коагуляция частиц. Влияние феррито-аустенитного превращения в процессе ГП на сульфидную фазу не выявлено.

Ингибиторная фаза AlN

- При средней объемной плотности частиц $2...4 \times 10^{13} \text{ см}^{-3}$ в металле наблюдаются области, существенно отличающиеся по количеству выделений, соответственно, характеризующиеся объемной плотностью частиц – $0,3...0,7 \times 10^{13} \text{ см}^{-3}$ и $8...12 \times 10^{13} \text{ см}^{-3}$.
- Причем количество мест с повышенной концентрацией выделений на порядок меньше, чем количество мест с минимальной плотностью вторых фаз. Максимальная объемная плотность дисперсной фазы приходится на участки продуктов распада аустенита, а минимальная - на α -фазу, существовавшую в процессе горячей прокатки.
- Приведенные в литературе данные показывают, что после горячей прокатки дисперсные выделения представляют собой два типа частиц AlN и Si_3N_4 , причем количество нитридов кремния превышает количество нитридов алюминия.

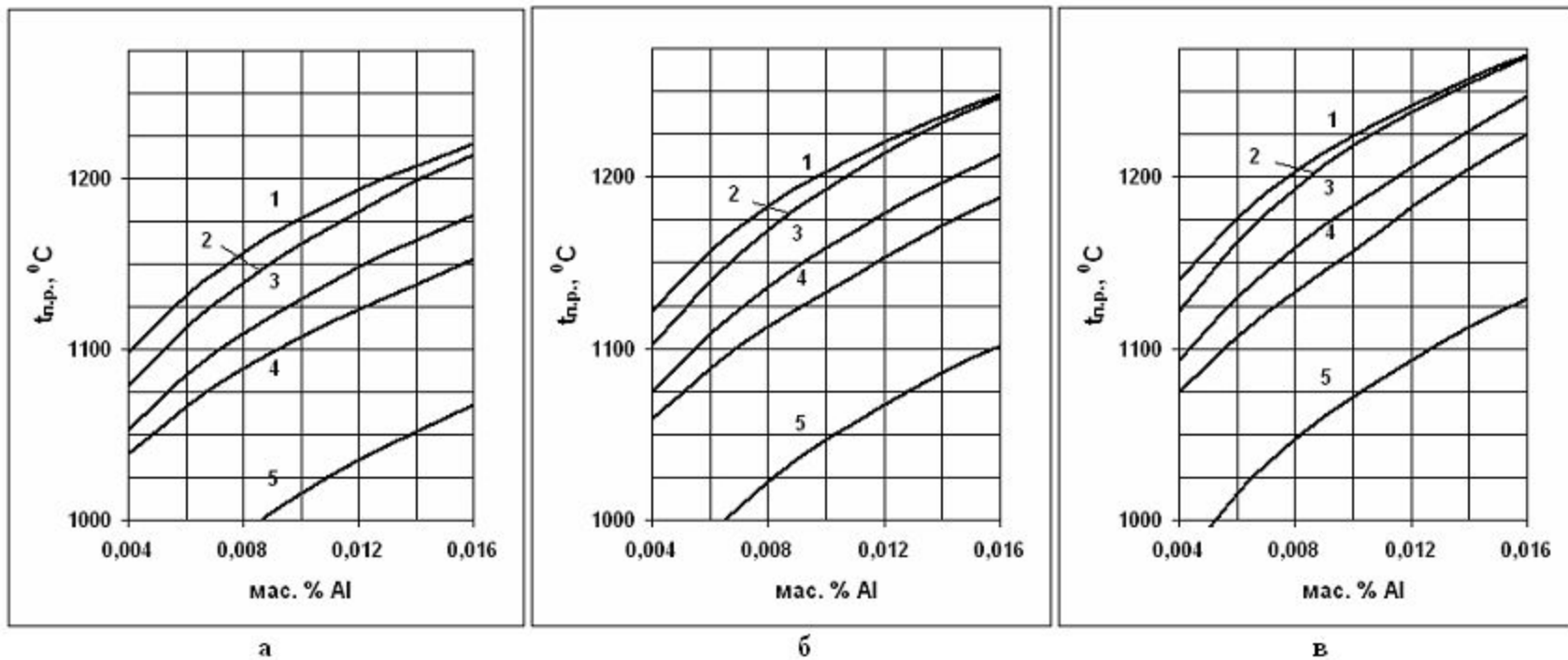
Ингибиторная фаза AlN

- Максимальное количество вторых фаз наблюдается в металле после обезуглероживающего отжига, вне зависимости от его места в технологической цепочке производства.
- Резкое увеличение количества фазы после ОО не связано с изменением среднего размера частиц.
- Это позволяет предположить, что основное довыделение дисперсных нитридных фаз связано с удалением из стали продуктов распада аустенита (в основном карбидов), содержащих некоторую долю азота.
- На последующих стадиях происходит коагуляция фазы: ее объемная плотность снижается, а средний размер выделений возрастает.
- Результаты исследований, приведенных в литературе, свидетельствуют, что в стали при температурах 900...1100°C (интервал протекания вторичной рекристаллизации) присутствуют преимущественно нитриды алюминия (а не Si_3N_4), которые и являются ингибиторами нормального роста зерен.

Ингибиторная фаза AlN

- При горячей прокатке часть нитридов алюминия выделяется в процессе охлаждения стали за счет уменьшения растворимости азота в феррите. Эта фаза по способу образования аналогична MnS в ЭАС сульфидного варианта. Она имеет более крупные размеры и распределена достаточно равномерно по ферритным зернам, унаследованным металлом с высоких температур.
- Растворимость азота в аустените при температурах ГП больше растворимости в феррите по крайней мере в пять раз. При охлаждении стали в процессе прокатки происходит распад аустенита, причем избыточный по отношению к ферриту азот не успевает далеко продиффундировать вследствие достаточно высоких скоростей охлаждения. При быстром охлаждении после прокатки значительная часть азота остается зафиксированной в продуктах распада аустенита:
 - в твердом α -растворе (в виде сегрегаций),
 - в метастабильных нитридах кремния Si_3N_4 , образование которых статистически гораздо более вероятно, чем AlN.

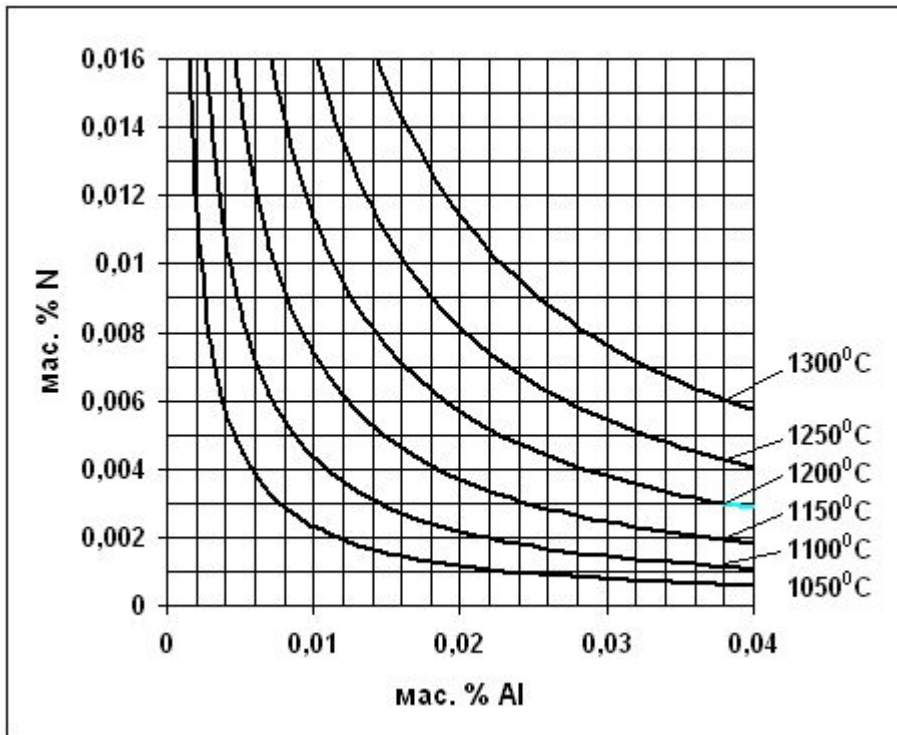
Ингибиторная фаза



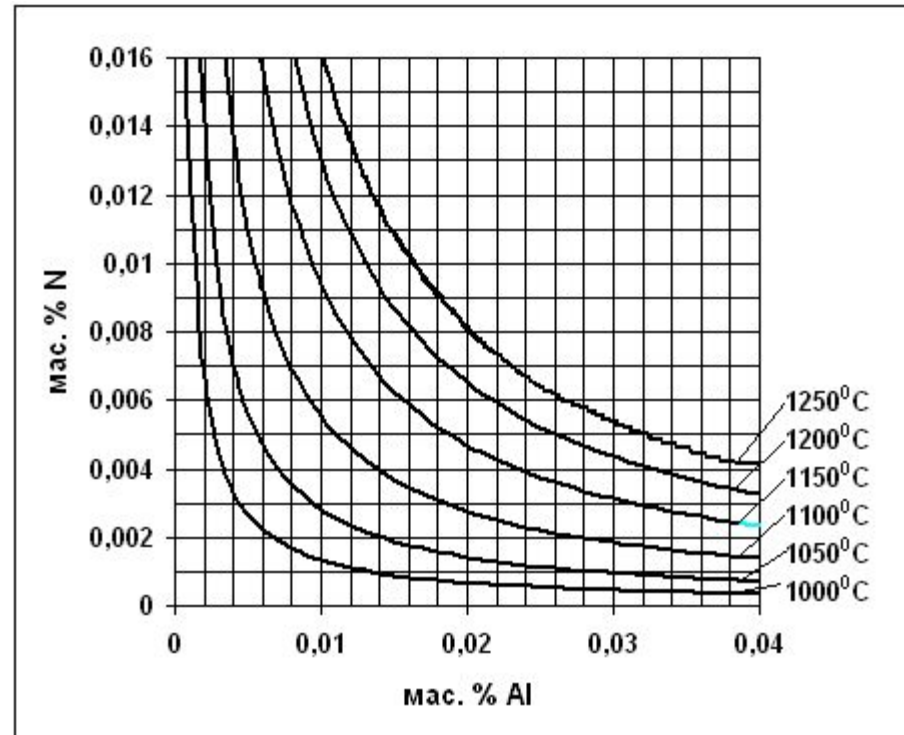
а – 0,006 мас.% N; б – 0,008 мас.% N; в – 0,010 мас.% N; 1 - 0 % γ , 2 - 7,5 % γ , 3 - 22 % γ , 4 - 36 % γ , 5 - 100 % γ

Изменение температуры полного растворения AlN в зависимости от содержания фазообразующих элементов и максимального количества аустенита (γ)

Ингибиторная фаза



а



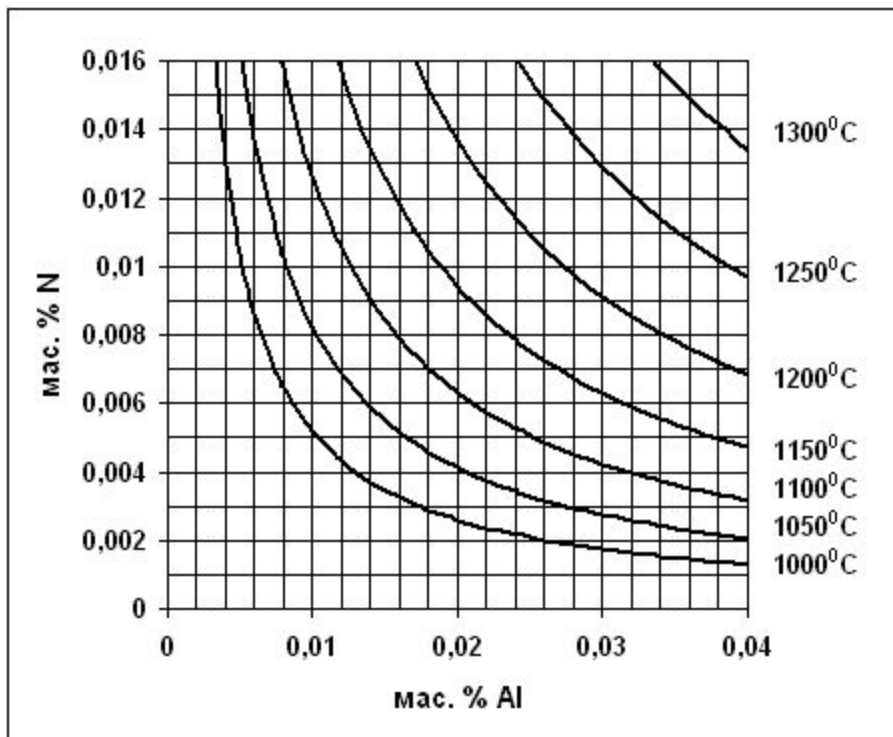
б

а – 22 % γ -фазы; б – 36 % γ -

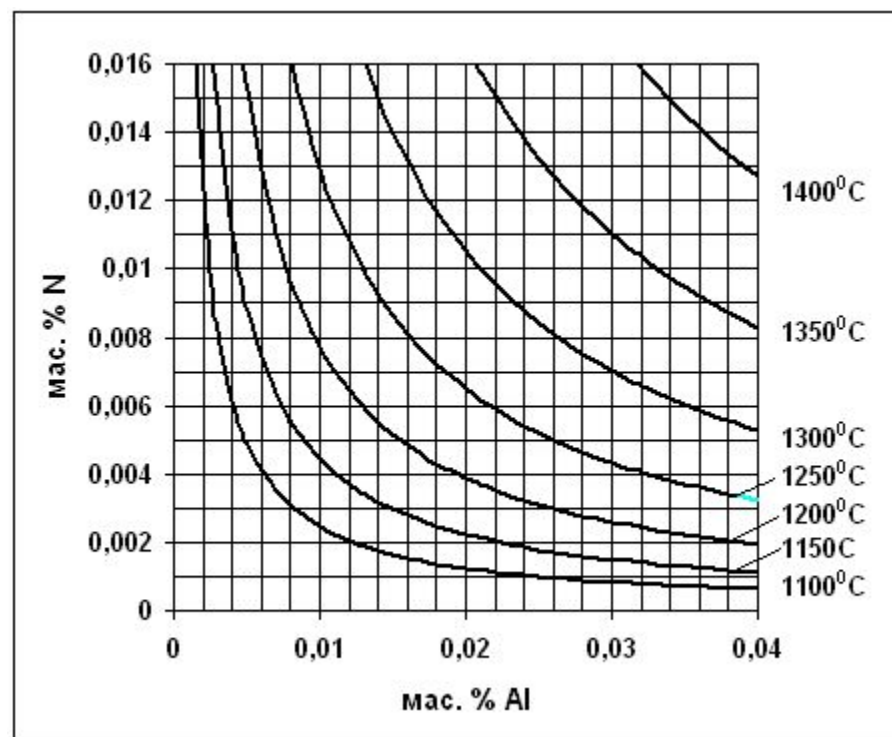
фазы

Номограммы для определения температуры полного растворения AlN в ЭАС с различным максимальным содержанием аустенита

Ингибиторная фаза



а



б

а – для аустенита; б – для

феррита

Номограммы для определения температуры полного растворения AlN в различных фазовых составляющих ЭАС

Ингибиторная фаза AlN

- В ходе ОО осуществляется удаление углерода (соответственно растворение цементита, легированного азотом) и частичное растворение Si_3N_4 (поскольку выше 700°C нитриды кремния термодинамически нестабильны), что приводит к перераспределению высвободившегося азота по объему металла.
- В процессе диффузии азота и взаимодействия его с алюминием происходит выделение вторичных частиц AlN не только вблизи мест, где располагались продукты распада аустенита, но и на значительном удалении от них благодаря высокой подвижности атомов азота. Процесс замены фазы Si_3N_4 на нитриды алюминия происходит и на последующих стадиях обработки ЭАС (главным образом при ВТО).
- Факт изменения типа нитридной фазы в интервале температур $700\dots 900^\circ\text{C}$ в процессе высокотемпературного отжига по крайней мере частично объясняет наличие достаточно интенсивного нормального роста зерна, предшествующее вторичной рекристаллизации в стали нитридного варианта ингибирования.

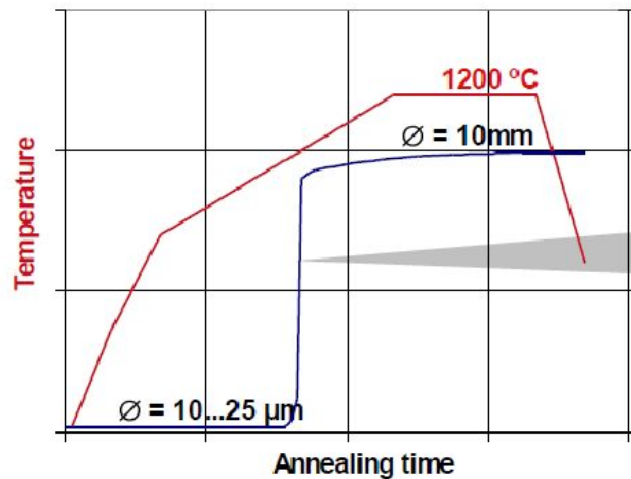
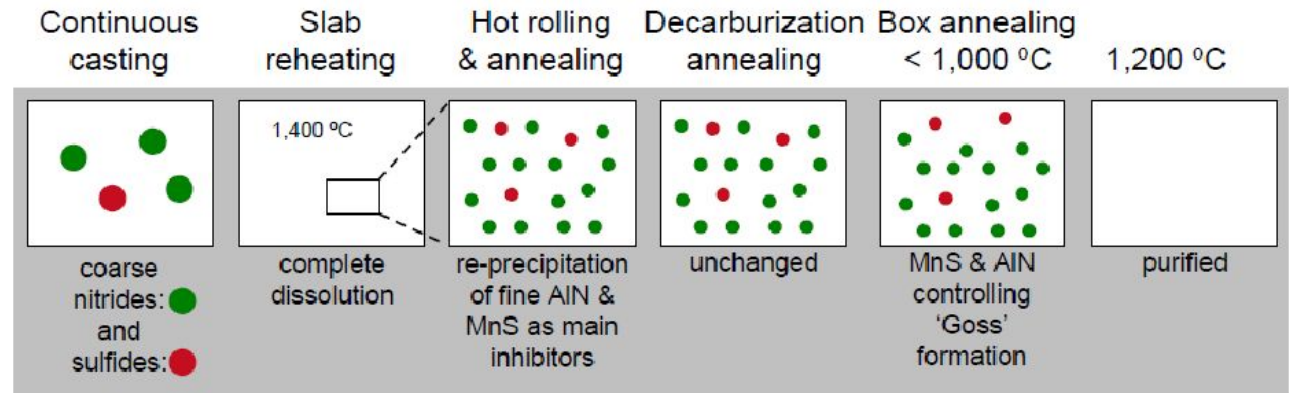
Ингибиторная фаза

Эволюция нитридных фаз в электротехнической анизотропной стали

Основные этапы обработки ЭАС	Основные фазы, фазовые превращения	Нитридные фазы
Нагрев перед ГП	$\alpha, \gamma; \alpha \rightarrow \gamma$	Растворение крупных частиц AlN в α и γ
ГП	$\alpha, \gamma;$ $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$	1. Выделение AlN при охлаждении из α 2. Выделение AlN при $\gamma \rightarrow \alpha$
Охлаждение после ГП	$\alpha;$ $\gamma \rightarrow \text{ФКС}(\alpha', \text{Fe}_3\text{CN})$	1. Выделение $\text{Si}_3\text{N}_4, \text{AlN}$ в α' - фазе 2. Выделение $\text{Si}_3\text{N}_4, \text{AlN}$ при охлаждении из α
1ХП	$\alpha, \alpha', \text{Fe}_3\text{CN}$	$\text{Si}_3\text{N}_4, \text{AlN}$
ОО	$\alpha;$ $\text{Fe}_3\text{CN} \rightarrow \alpha + \text{C}\uparrow + \text{N}$	1. Выделение $\text{Si}_3\text{N}_4, \text{AlN}$ при растворении $\text{Fe}_3(\text{CN})$ 2. $\text{Si}_3\text{N}_4 \rightarrow \text{AlN}$
2ХП	α	$\text{Si}_3\text{N}_4, \text{AlN}$
Низкотемпературная область ВТО (до ВР)	α	$\text{Si}_3\text{N}_4 \rightarrow \text{AlN}$
Высокотемпературная область ВТО (ВР)	α	Коалесценция AlN
ВТО при 1150°C (рафинировка)	α	Растворение AlN

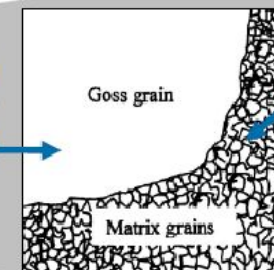
Сульфо-нитридный вариант

“Goss texture” is generated by means of **grain-growth inhibitors**



Average grain diameter

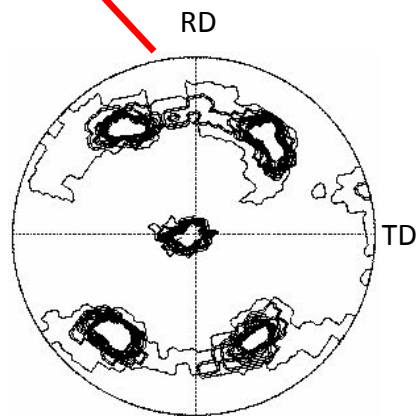
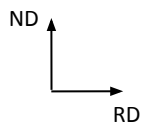
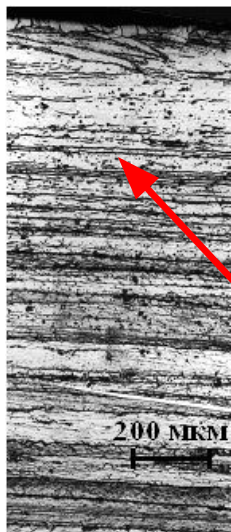
Goss grain 'eating up' its random oriented neighbours



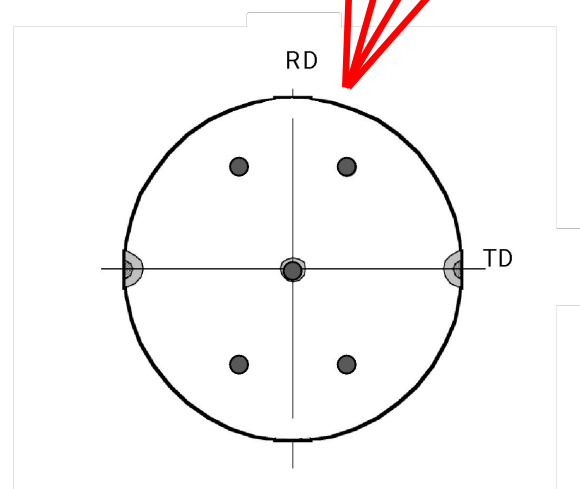
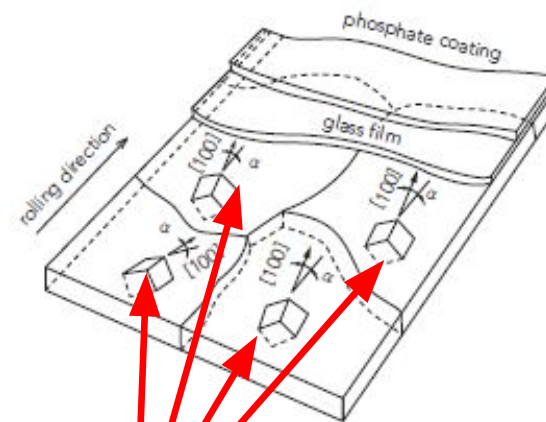
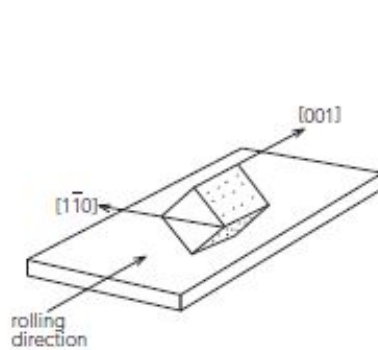
grain-growth suppressed by precipitated particles = "inhibitors"

Текстурная наследственность

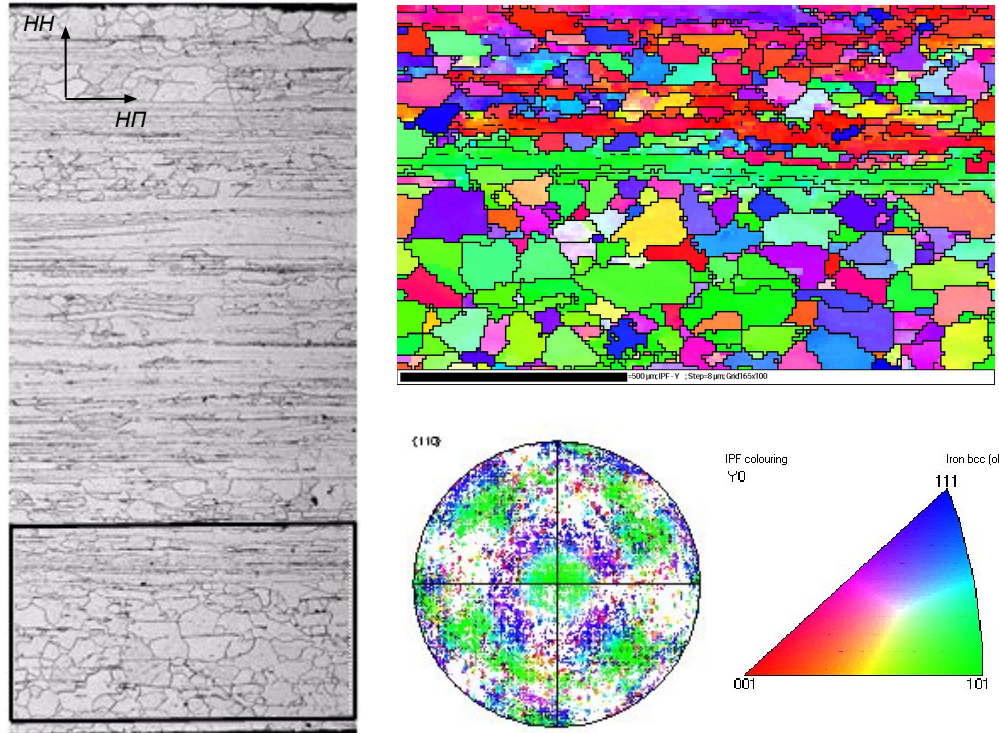
Горячая прокатка



Готовая ЭАС



Текстурная наследственность



- Известно, что в подповерхностных слоях полосы ($\sim 1/8$ толщины), где после горячей деформации была усилена текстурная компонента $(110)[001]$, в процессе холодной прокатки происходит образование ориентировки $\{111\}\langle 112 \rangle$
- Характерной особенностью зарождения центров вторичной рекристаллизации является то, что они всегда возникают в подповерхностных слоях полосы ($1/10 \dots 1/4$ ее толщины)

Чистовая горячая прокатка

- Неоднородность структуры горячекатаной полосы сопровождается явно выраженной текстурной неоднородностью, также формирующейся на стадии чистовой прокатки.
- Процессы деформации и рекристаллизации в поверхностных слоях металла в ходе непрерывной прокатки приводят к формированию текстурного состояния, основными компонентами которого являются $\{110\}\langle 001\rangle$ - $\langle 112\rangle$.
- Под зоной рекристаллизованных зерен (в подповерхностных слоях) устойчиво обнаруживается слой полигонизованных кристаллитов с ориентировкой $\{110\}\langle 001\rangle$. Максимальное значение плотности $\langle 110\rangle$ достигается в слое, отстоящем от поверхности на $1/10$ - $1/4$ толщины.
- В центральных сечениях металла образуется полигонизованная структура с характерными ориентировками $\{100\}\langle 011\rangle$, $\{112\}\langle 110\rangle$ и $\{111\}\langle 112\rangle$.

Чистовая горячая прокатка

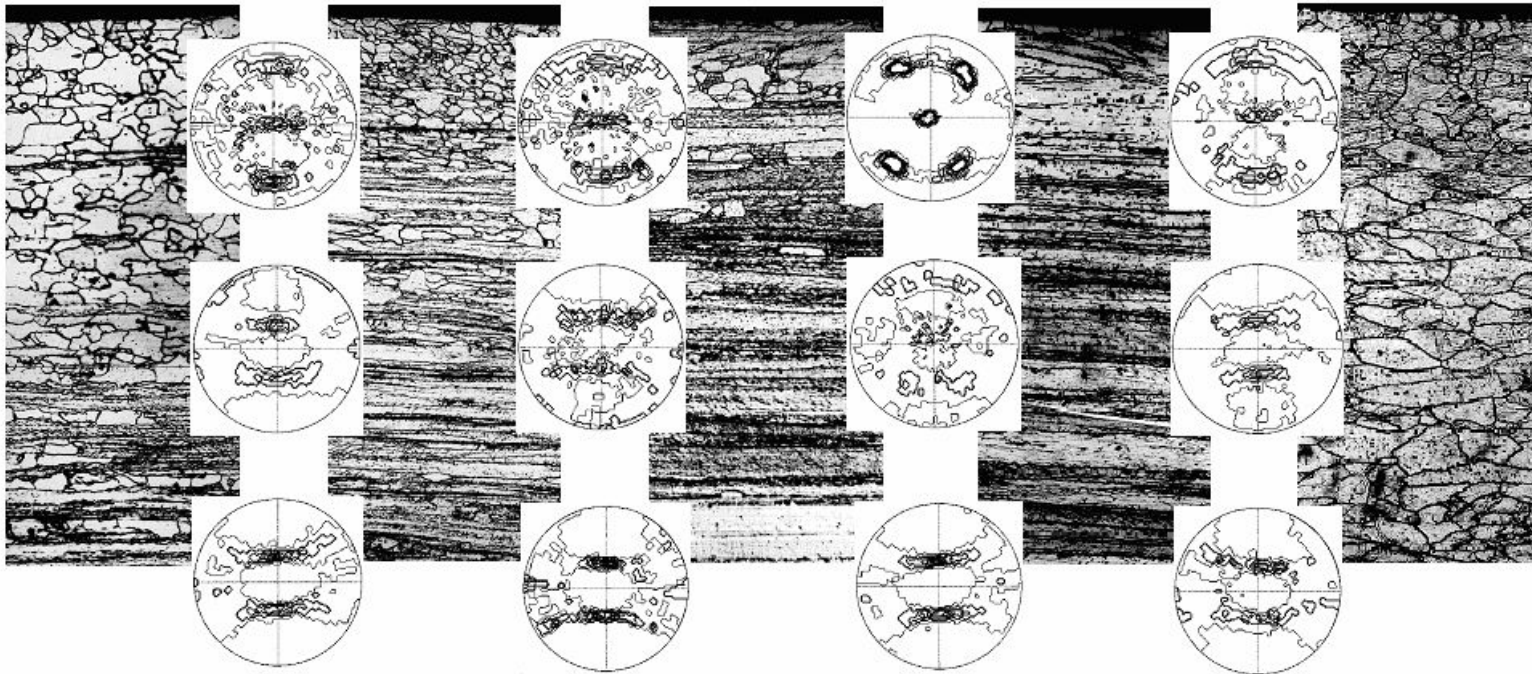
- Получение острой ребровой ориентировки в подповерхностных зонах горячекатаного подката ЭАС является принципиально важным с точки зрения изготовления стали с высокими магнитными свойствами, поскольку именно в этих горизонтах полосы начинается аномальный рост зерен с совершенной текстурой $\{110\}\langle 001\rangle$ во время высокотемпературного отжига.

Текстурная наследственность

Повышение температуры чистовой горячей прокатки, толщины раската, концентрации кремния; уменьшение концентрации углерода

Поверхность (1/10...1/4 толщины плосы): рост совершенства ориентировки (110)[001];
ослабление ориентировки (110)[112]

рассеяние ориентировки (110)[001]



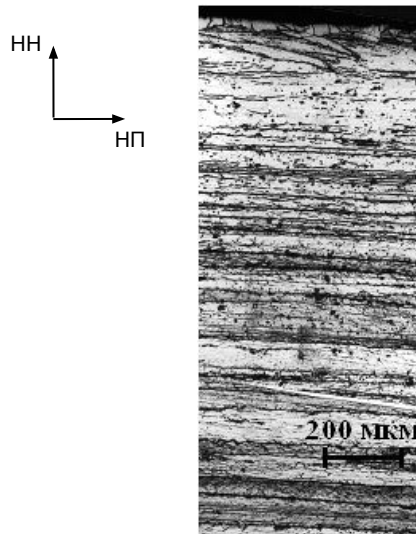
Центр (1/2 толщины полосы): слабый рост совершенства ориентировки (001)[110].

рассеяние ориентировки (001)[110]

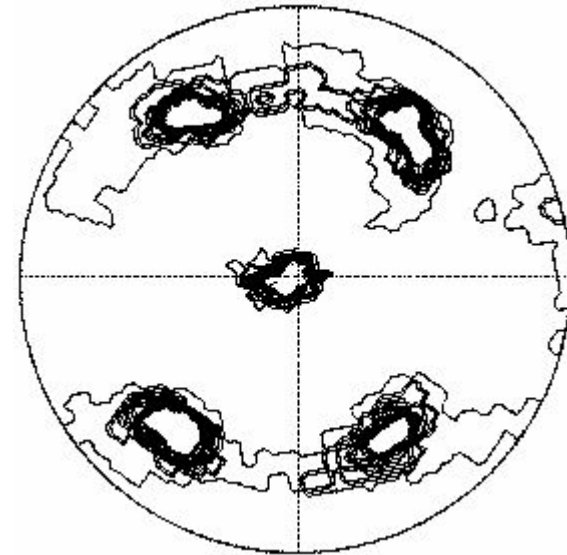
Повышение степени совершенства текстуры (110)[001] стали после вторичной рекристаллизации; увеличение магнитных характеристик готовой стали (B800).

отсутствие вторичной рекристаллизации

Влияние химического состава и температуры нагрева слэбов на формирование структуры и текстуры ЭАС в процессе горячей прокатки, а также на состояние готовой стали



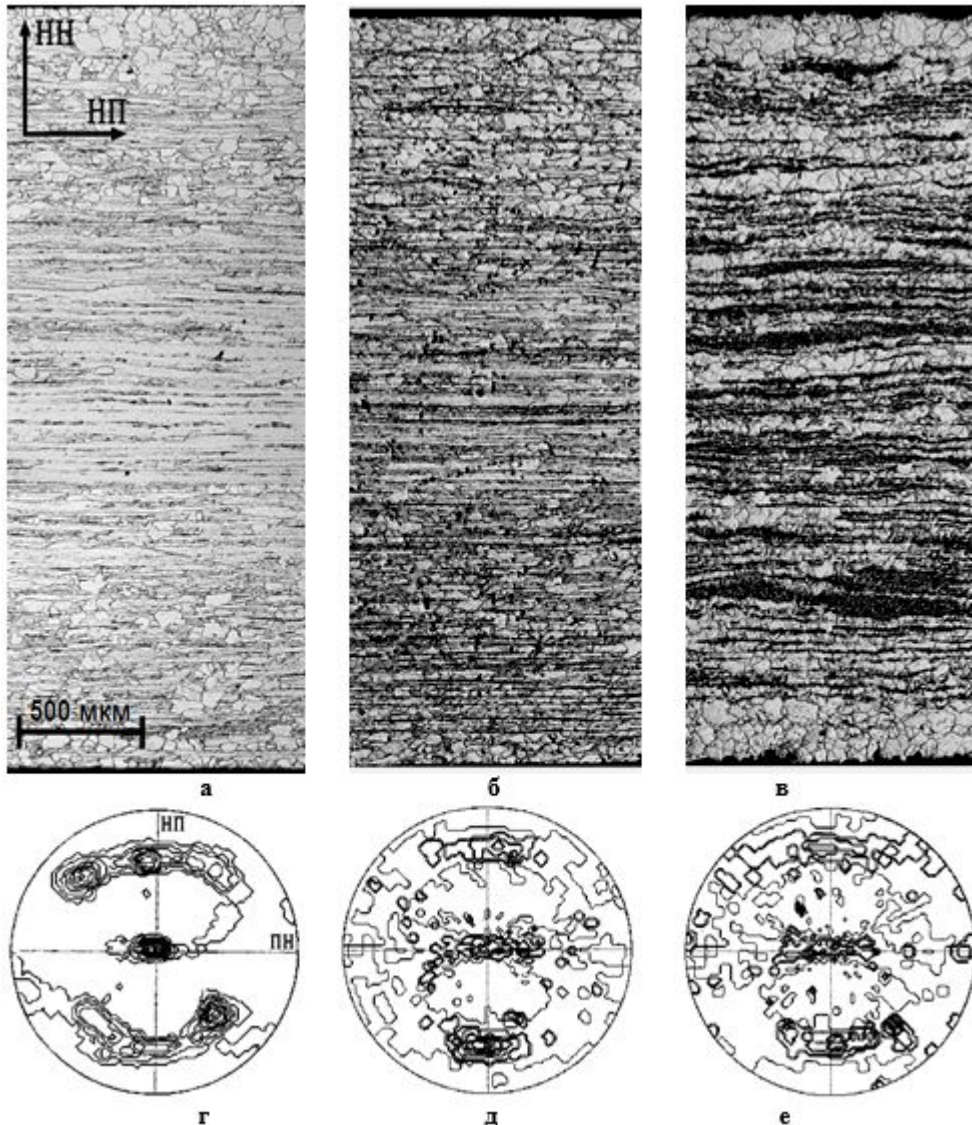
а



б

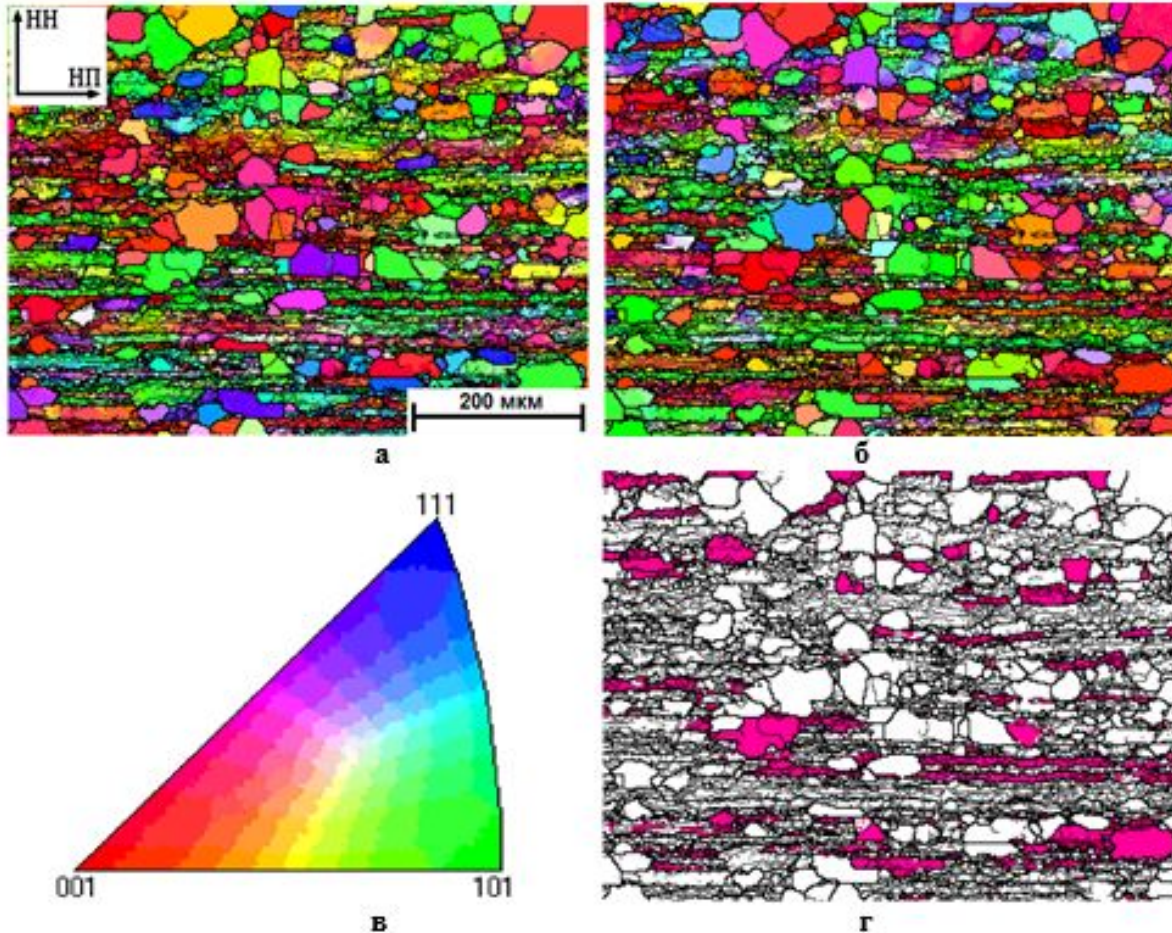
Микроструктура (а) и прямая полюсная фигура (110) со слоя 1/8 от поверхности (б) образцов после горячей прокатки

- Полиморфное превращение интенсифицирует процесс рекристаллизации, в результате которого в подповерхностных слоях полосы текстура деформации $\{110\}\langle 001\rangle$ заменяется на ориентировки $\{110\}\langle 112\rangle\dots\langle 113\rangle$.



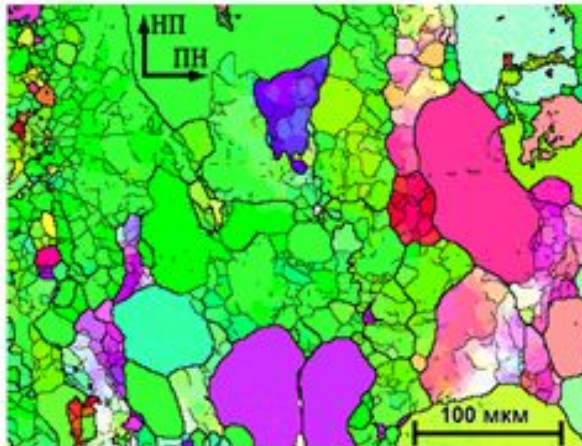
Микроструктуры и текстуры подката электротехнической анизотропной стали с различным содержанием углерода
а, б, в – микроструктуры подката по всей толщине полосы;
г, д, е – ППФ {110} (~ 80 % полной ППФ), полученные с НН с горизонта 1/8 толщины полосы;
а, г – 0,024 мас.% С; б, д – 0,038 мас.% С; в, е – 0,062 мас.% С

- Наличие углерода в твердом растворе позволяет при горячей прокатке частично сохранить текстуру деформации $(110)[001]$, за счет снижения подвижности малоугловых границ.

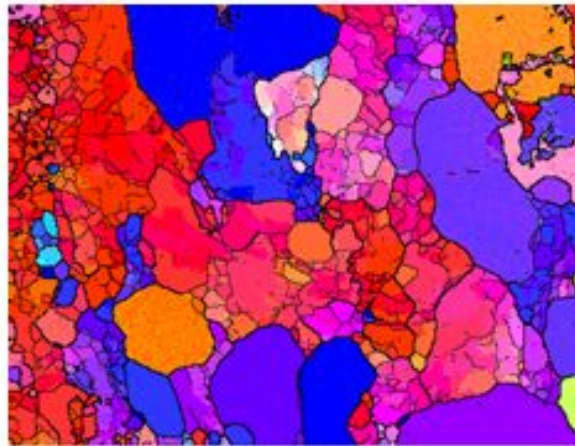


Ориентационные карты, полученные методом EBSD, подповерхностного слоя горячекатаного подката электротехнической анизотропной стали

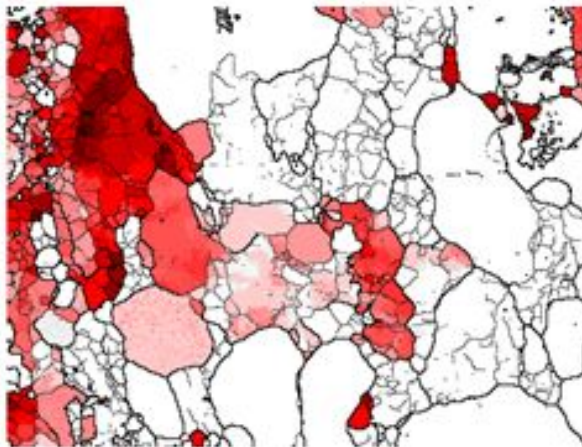
- а – карта с НН;
- б – карта с НП;
- в – стереографический треугольник с цветовой дифференциацией кристаллографических направлений;
- г – карта с выделением ориентировки $\sim (110)[001]$ с отклонением до 17° по всем углам



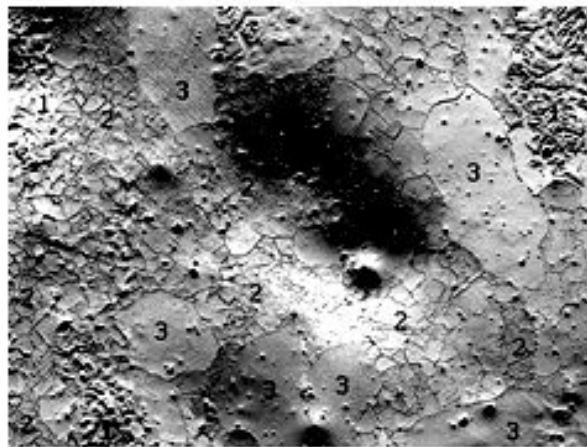
а



б



в



г

Микроструктура горячекатаной электротехнической анизотропной стали в слое, отстоящем от поверхности на $1/8$ толщины полосы

а – ориентационная карта с НН;
б – ориентационная карта с НП;
в – ориентационная карта с выделением ориентировки $\sim (110)[001]$ с отклонением до 20° по всем углам;

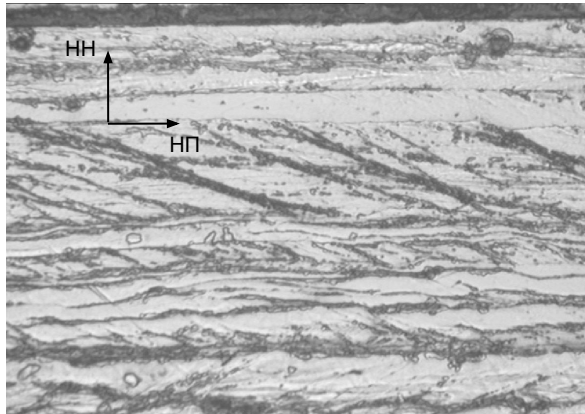
г – изображение в отраженных электронах, цифрами обозначены: 1 – области с продуктами распада аустенита (феррит и дисперсные карбиды), 2 – деформированные (полигонизованные) зерна феррита; 3 – рекристаллизованные зерна феррита

Изменения в структуре стали в процессе холодной прокатки

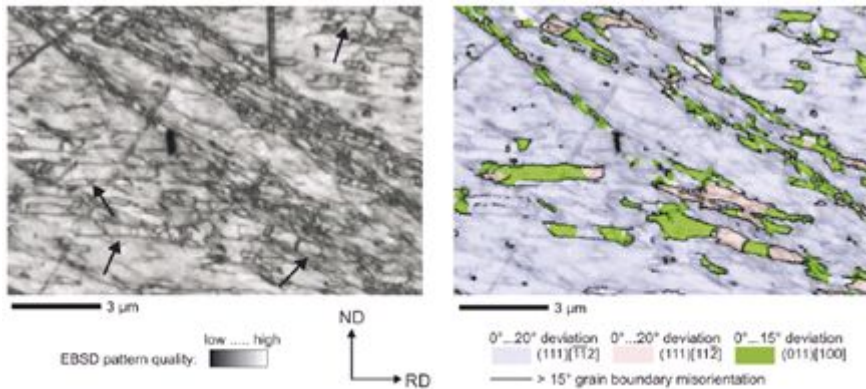
- Пластическая деформация вызывает в металле структурные изменения, которые условно можно разделить на три группы: 1) изменение формы и размеров кристаллитов; 2) изменение их кристаллографической пространственной ориентировки; 3) изменение внутреннего строения каждого кристаллита.
- Характерная текстура, образующаяся при прокатке Fe-3%Si – $\{001\}\langle 110\rangle + \{112\}\langle 110\rangle + \{111\}\langle 112\rangle$.
- Ребровая ориентировка $\{110\}\langle 001\rangle$ практически отсутствует в текстуре холодной прокатки, однако наличие внутри деформированных зерен небольшого количества участков этой ориентировки (субзерен) является необходимым условием для формирования совершенной ребровой текстуры готовой ЭАС при высокотемпературном отжиге.

Локализация деформации в микроструктуре

Мезоструктура деформированного поликристалла ($\epsilon \approx 88\%$)



Структура деформированного кристалла (110)[001] ($\epsilon \approx 89\%$)*



В поликристаллической ЭАС единственным элементом мезоструктуры, содержащим ребровую ориентировку являются полосы сдвига.

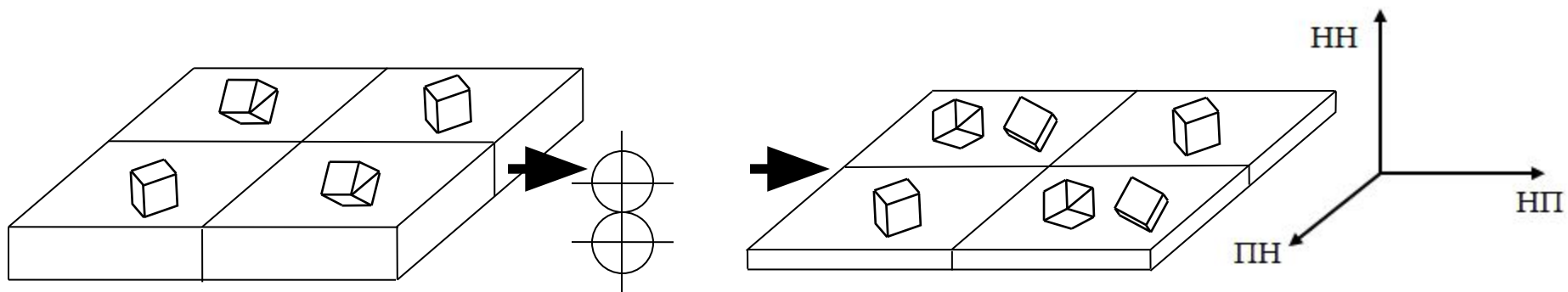
1. Полоса сдвига в кристалле октаэдрической ориентировки $\{111\}\langle 112\rangle$ содержит дискретный набор ориентаций кристаллической решётки. Анализ показывает, что в полосах сдвига в заметном количестве присутствуют две ориентации: $\{110\}\langle 001\rangle$ и $\{111\}\langle 112\rangle$ (симметричная по отношению к матричной $\{111\}\langle 112\rangle$).




2. Следы полос сдвига не являются следами плоскостей скольжения или двойникования.

3. При пересечении двойника полосой сдвига в ней обнаруживается сдвиговая компонента деформации ($\gamma \approx 2.0 \dots 2.9$).

*D. Dorner, S. Zaefferer, D. Raabe. Retention of the Goss orientation between microbands during cold rolling of an Fe3%Si single crystal // Acta mater. 2007. V.55. P. 2519...2530.

Схема трансформации основных ориентировок при холодной прокатке технического сплава Fe-3%Si




 – «октаэдрическая» ориентировка $\{111\}\langle 112\rangle$;
  – «ребровая» ориентировка $\{110\}\langle 001\rangle$;

 – ориентировка «деформационного куба» $\{001\}\langle 110\rangle$

Текстурная наследственность

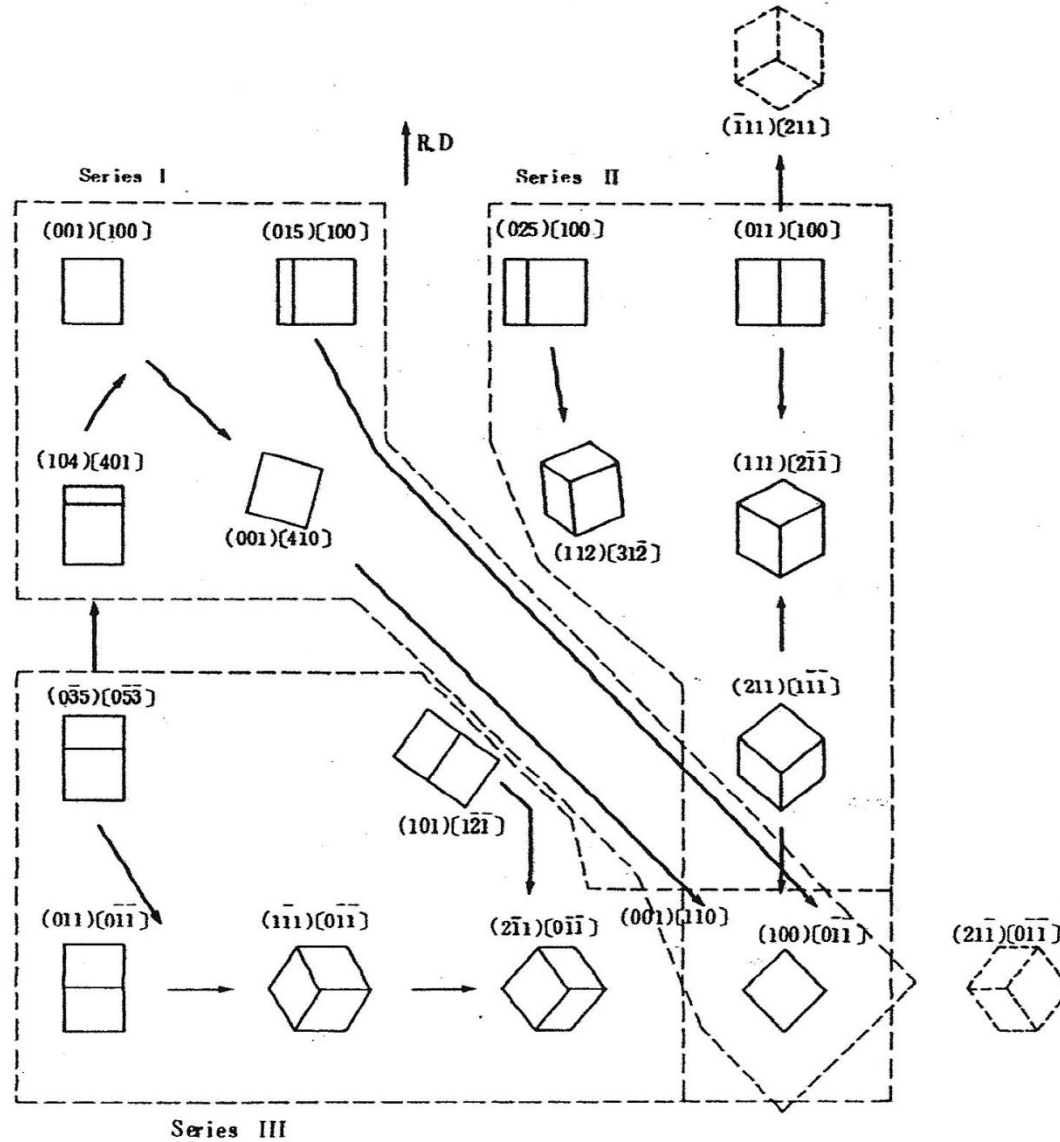


























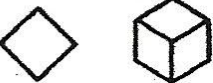




Fig. 5-3 Schematic representation of orientation changes of 3% Si-Fe single crystals due to cold rolling. (Taoka et al)

Текстурная наследственность

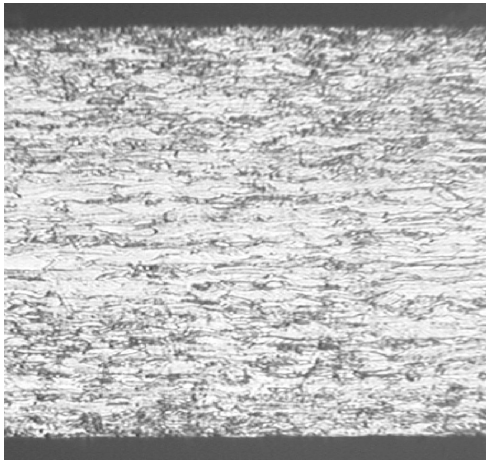
Table 5-3 Cold rolled and recrystallized textures of various single crystals of 3% Si-Fe. (Taoka et al)

	initial orientation	cold rolled texture	recryst texture	
			main	sub
(001)(100)				
(015)(100)				
(025)(100)				
(011)(100)				
(233)(311)				
(111)(211)				
(322)(433)				
(211)(111)				

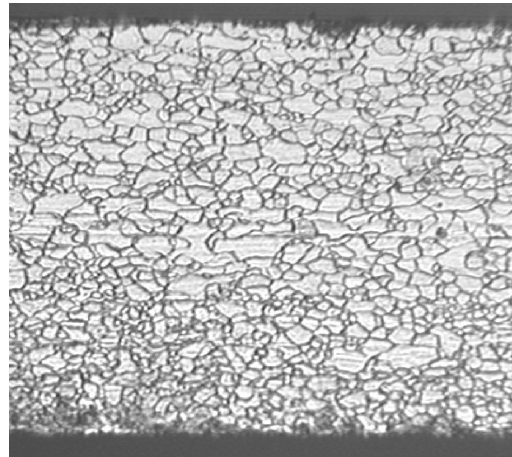
Текстурная наследственность

	initial orientation	cold rolled texture	recryst texture	
			main	sub
(511)(255)				
(100)(011)				
(311)(011)				
(111)(011)				
(101)(101)				
(305)(503)				
(104)(401)				
(001)(410)				
(011)(211)				

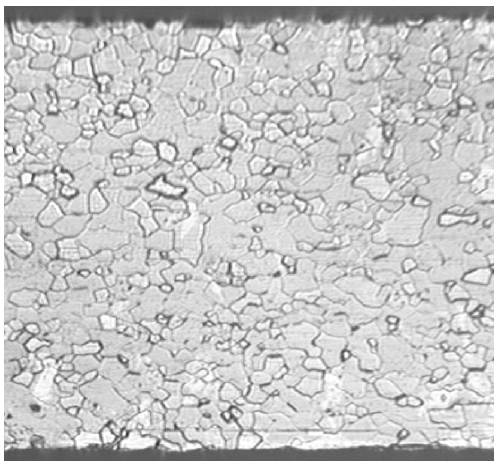
Формирование структуры технического сплава Fe-3%Si в процессе рекристаллизационно-обезуглероживающего отжига



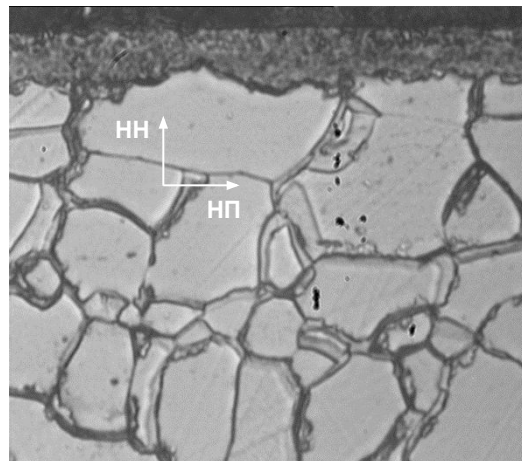
а



б



в



г

Изменение структуры технического сплава Fe-3%Si в процессе обезуглероживающего отжига

а – после холодной деформации; б – после нагрева стали до $\sim 700^\circ\text{C}$ (завершение первичной рекристаллизации); в – после собственно обезуглероживания стали (в конце обезуглероживающего отжига); г – поверхность полосы после обезуглероживающего отжига

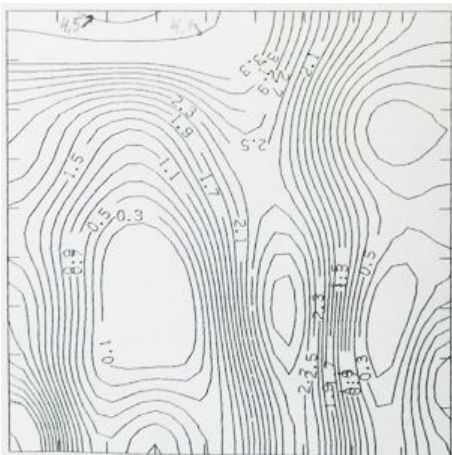
Формирование структуры технического сплава Fe-3%Si в процессе рекристаллизационно-обезуглероживающего отжига

- После завершения ПР в металле обычно реализуется нормальный рост зерен или собирательная рекристаллизация – равномерное увеличение среднего размера зерен ПР, за счет поглощения более крупными сравнительно мелких кристаллитов.
- После рекристаллизации механические свойства полностью восстанавливаются. В ходе ПР также образуется текстура – текстура отжига (текстура ПР).

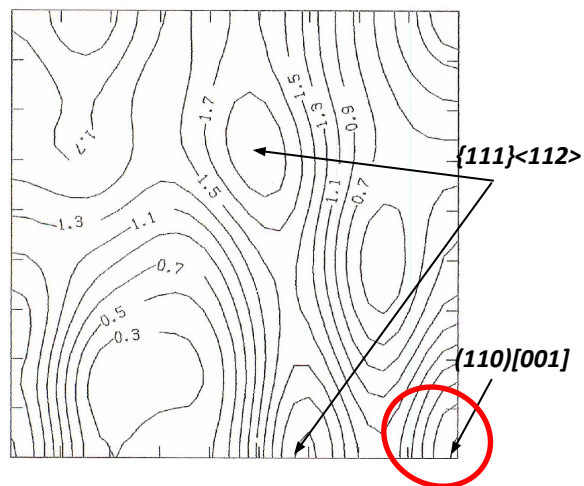
Формирование структуры технического сплава Fe-3%Si в процессе рекристаллизационно-обезуглероживающего отжига

- Текстура ПР во всех случаях описывается теми же ориентировками, что и текстура деформации, но характеризующимися большим рассеянием.
- Наиболее выраженными при всех степенях обжатия являются ориентировки: $\{111\}\langle 112\rangle \pm 5^\circ$, $\{111\}\langle 011\rangle$ и $\{211\}\langle 011\rangle \pm 20^\circ$, $\{100\}\langle 011\rangle \pm 15^\circ$. Совершенство их растет с увеличением обжатия, особенно возрастает острота $\{111\}\langle 112\rangle$.
- Ориентировка $\{100\}\langle 011\rangle$, которая в текстуре деформации была очень сильной, после первичной рекристаллизации становится менее совершенной.

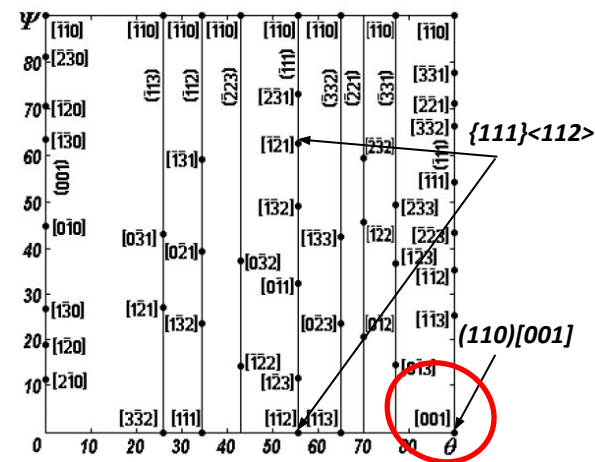
Формирование структуры технического сплава Fe-3%Si в процессе рекристаллизационно-обезуглероживающего отжига



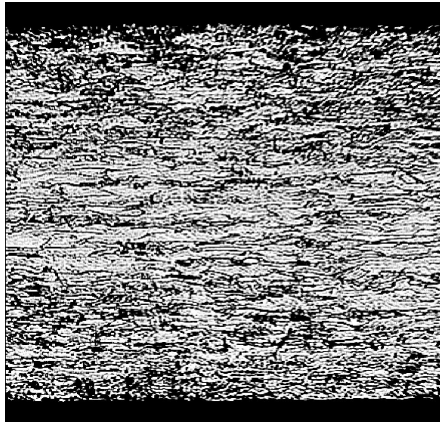
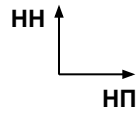
После
1ХП



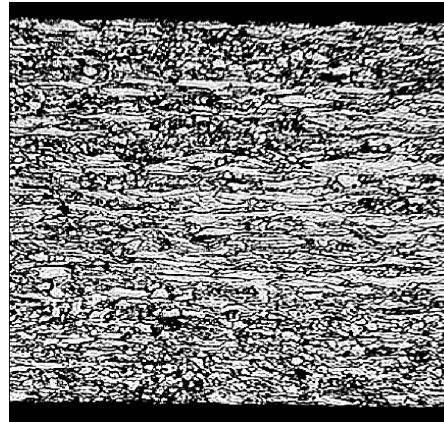
После
00



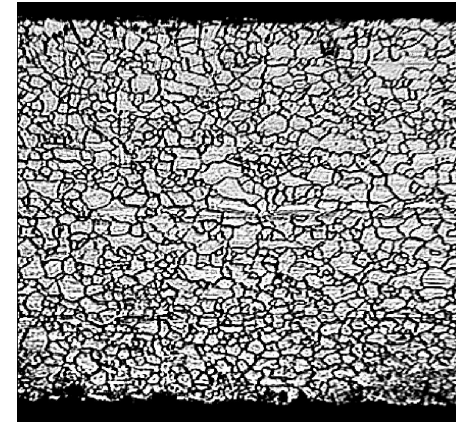
Формирование структуры ЭАС в течение высокотемпературного отжига



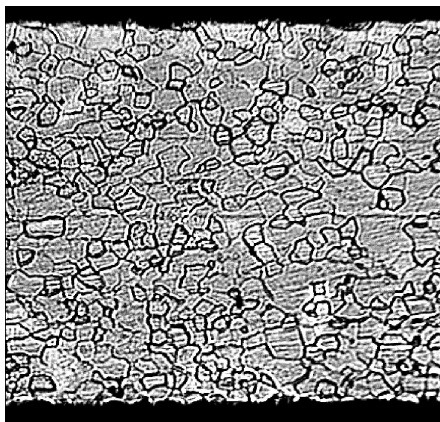
а



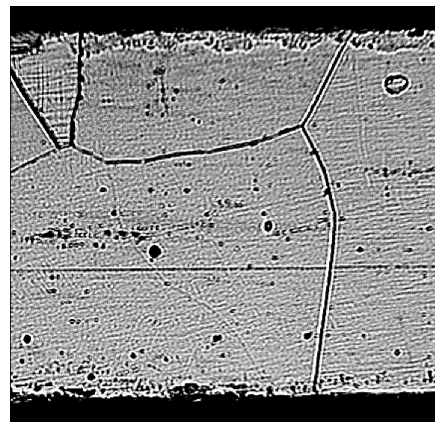
б



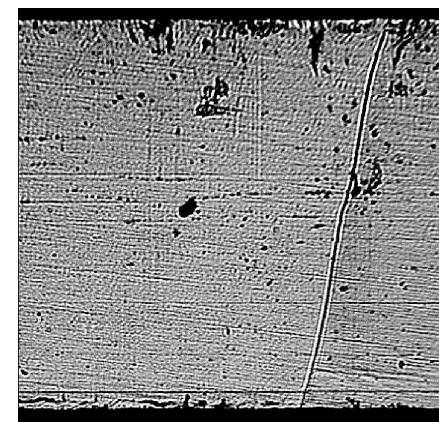
в



г



д

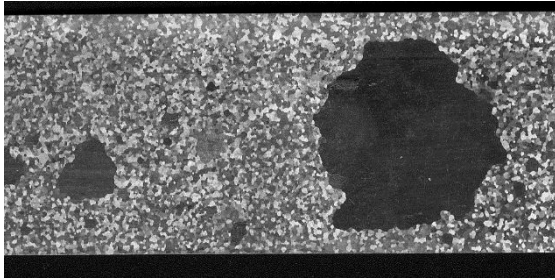


е

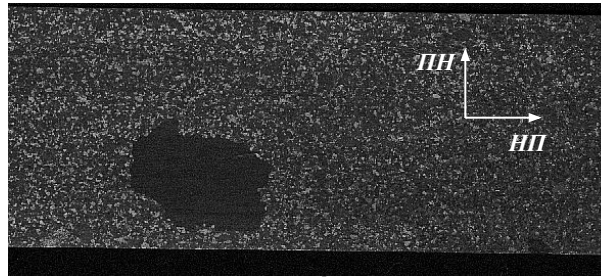
Изменение микроструктуры электротехнической анизотропной стали нитридно-медного варианта производства в процессе высокотемпературного отжига

а – ~ 500°C, деформированная структура; б – ~ 600°C, начало первичной рекристаллизации; в – ~ 700°C, завершение первичной рекристаллизации, начало нормального роста зерен; г – ~ 950°C, начало рафинировки; д – ~ 1000°C, незавершенная вторичная рекристаллизация; е – ~ 1100°C, окончание вторичной рекристаллизации

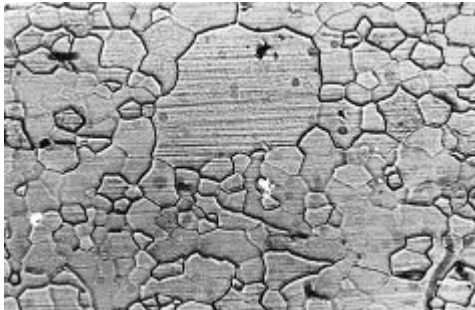
Формирование структуры ЭАС в течение высокотемпературного отжига



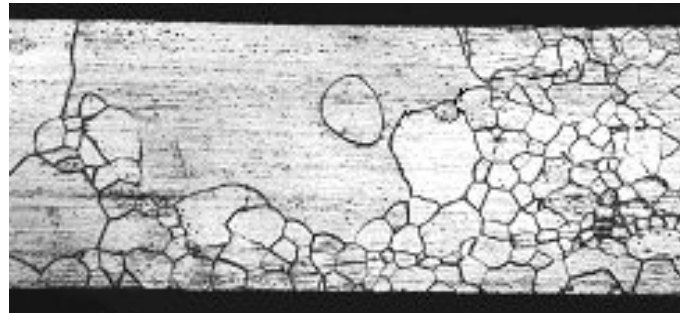
а



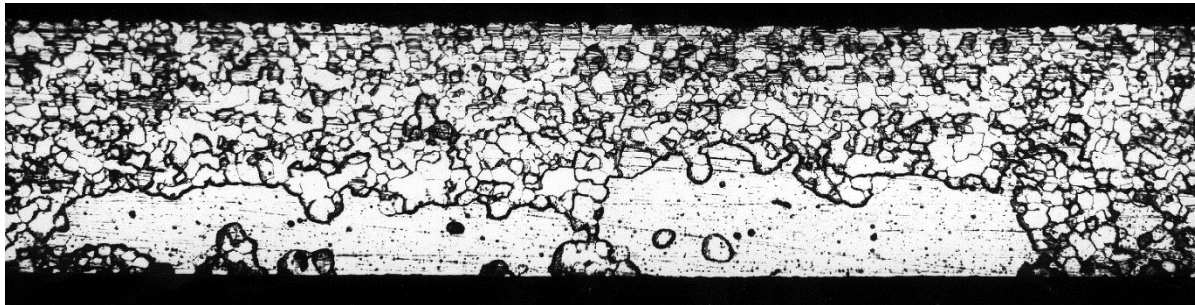
б



в



г

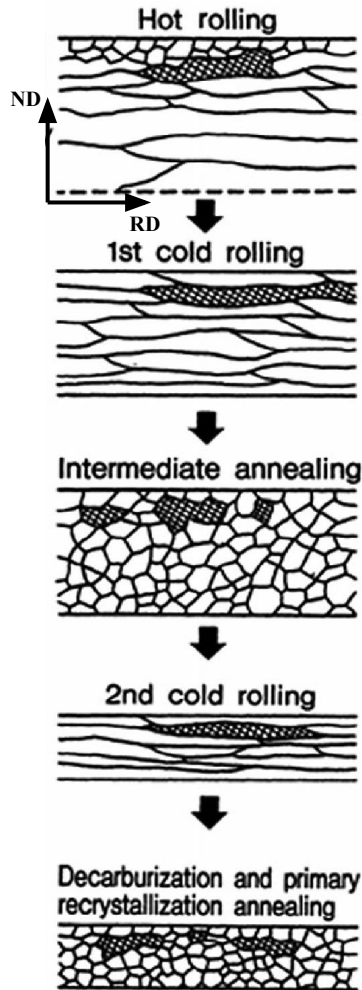


д

**Начало вторичной
рекристаллизации в
техническом сплаве
Fe-3%Si**

*а, б – макроструктура;
в, г, д – микроструктура*

Текстурная наследственность



1. Формирование ребровых $(110)[001]$ областей

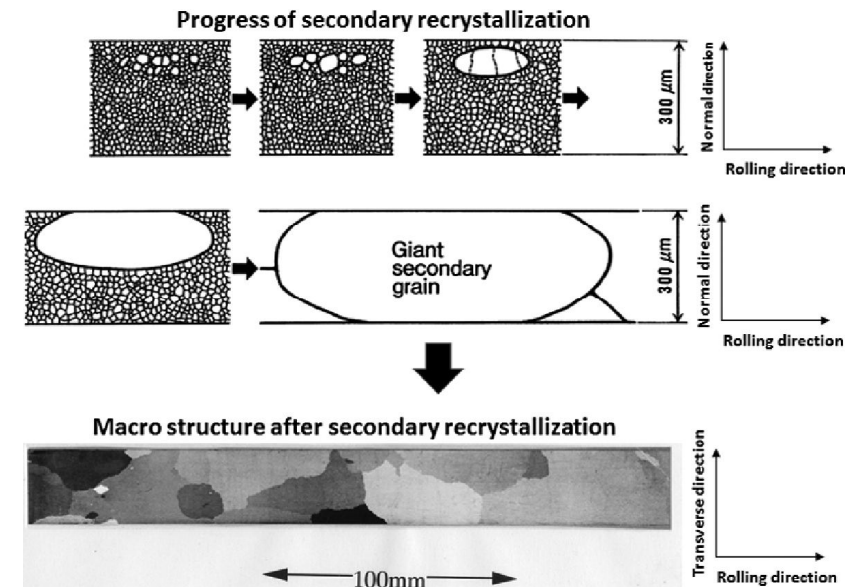
2. Деформированная структура с ориентацией $\{111\}\langle 112\rangle$

3. Потенциальное формирование $(110)[001]$ зерен в матрице первичной рекристаллизации

4. Деформированная структура с ориентацией $\{111\}\langle 112\rangle$

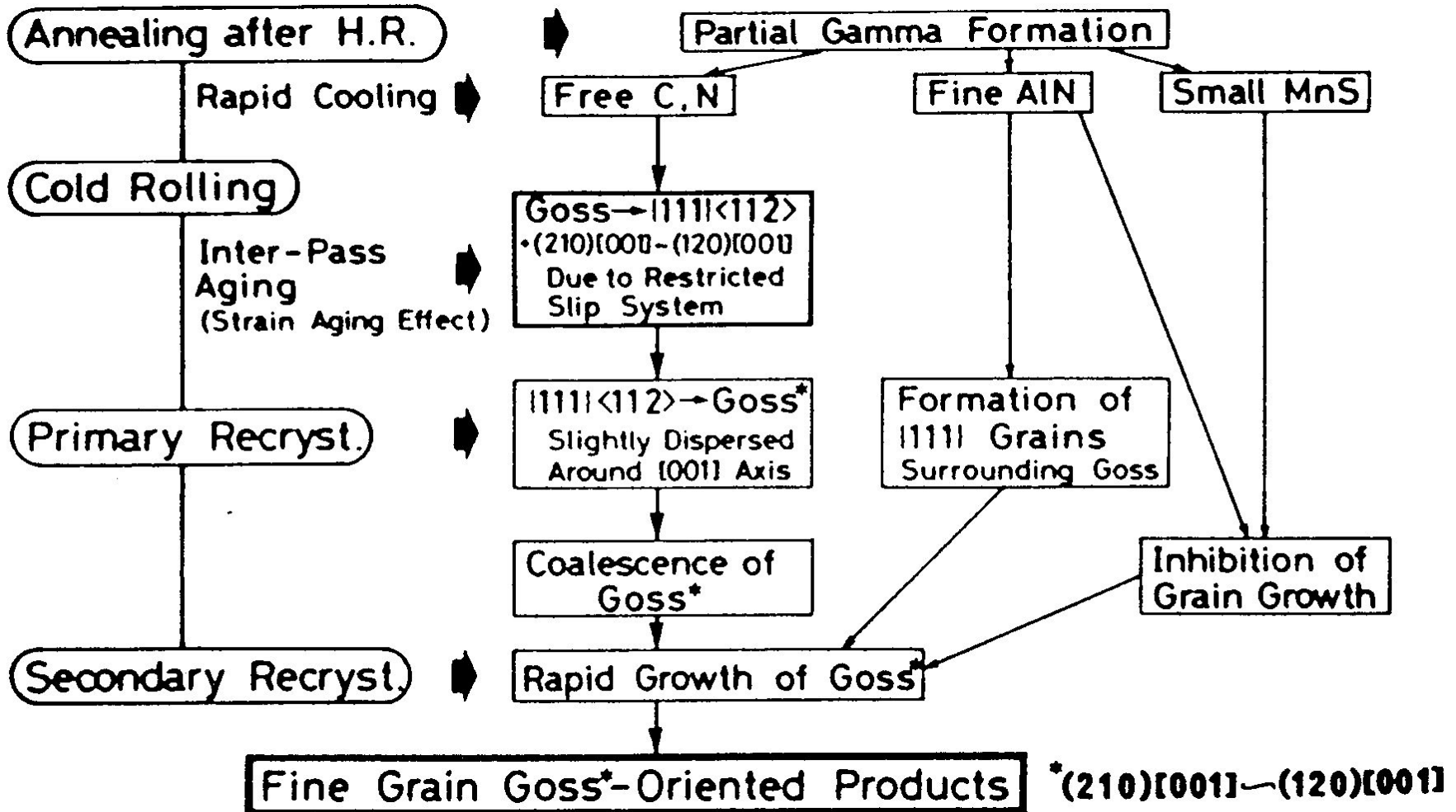
5. Колонии первично-рекристаллизованных $(110)[001]$ зерен

Схематическое изображение поперечного сечения листа ЭАС, показывающее зарождение и рост вторичнорекристаллизованных зерен ребровой ориентировки

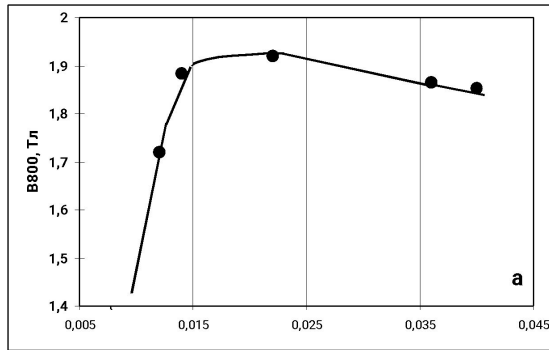


ND – normal direction, TD – transverse direction, RD – rolling direction

Текстурная наследственность (сульфо-нитридный вариант)



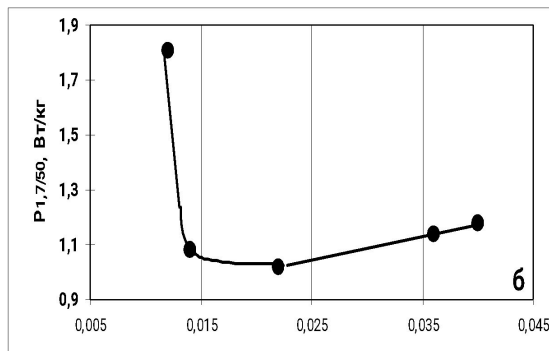
Текстурная наследственность



а

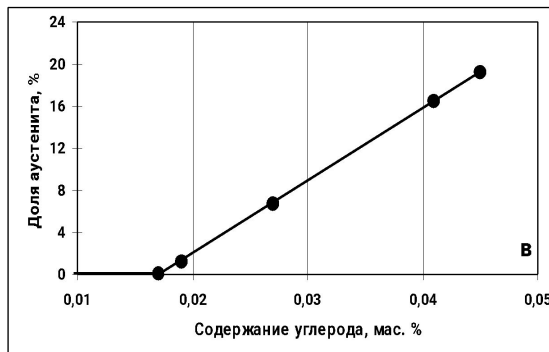
Зависимость магнитных свойств ЭАС (а, б) и максимальной доли аустенита в стали при горячей прокатке (в) от исходного содержания углерода

- Оптимальной структуры горячекатаной полосы для получения высоких магнитных свойств при стабильной ВР в ЭАС можно добиться в случае если определенное количество аустенита образуется в стали при ГП, а не до неё.



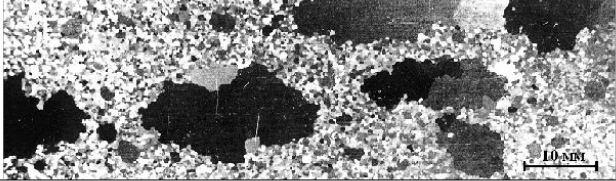


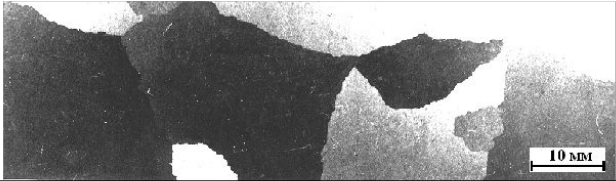

б

- Это, с одной стороны, позволяет сохранить в подкате структуру деформации с присущей ей **острой текстурой** и одновременно создать возможность выделения **вторичной ингибиторной фазы** при дальнейшей обработке стали, а с другой стороны, обеспечивает достаточную **дисперсность и равномерность** распределения γ -фазы (а, следовательно, и вторичных выделений AlN) по толщине полосы.



в

Текстурная наследственность

Макроструктура	$R_{1.7/50}$, Вт/кг	B_{800} , Тл
	3.46	1.58
	1.81	1.72
	1.02	1.92
	1.14	1.88
	1.18	1.86

Взаимосвязь магнитных
свойств и
макроструктуры ЭАС

Гипотезы о происхождении центров вторичной рекристаллизации в электротехнической анизотропной стали

1. Движущая сила аномального роста зерен с ориентировкой (110)[001] обусловлена меньшей их объемной энергией (меньшей плотностью дефектов) по сравнению с объемной энергией зерен других ориентировок матрицы первичной рекристаллизации.

2. Укрупнение зерен с ориентировкой (110)[001] происходит в результате коалесценции мелких зерен, имеющих близкую ориентировку.

3. К началу вторичной рекристаллизации зерна с ориентировкой (110)[001] обладают размерным преимуществом (вследствие более раннего зарождения при первичной рекристаллизации).

4. Избирательный рост зерен с ориентировкой (110)[001] связан со стремлением системы к минимуму свободной энергии поверхности раздела металл – атмосфера.

5. Рост зерен с ориентировкой (110)[001] связан с избирательным действием включений на интенсивность миграции границ зерен с различной ориентировкой.

6. Рост зерен с ориентировкой (110)[001] связан с меньшим количеством включений на их границах.

7. Зерна с ориентировкой (110)[001] обладают повышенной подвижностью границ вследствие особого характера строения границ между ними и зернами других ориентировок.

Спасибо за внимание!