



It is determined that in the process of soaking at subcritical temperature 680 °C in hot-rolled rolling of low-carbon steel 08 ps recrystallization is developed with heterogeneous full repeat change of the steel ferrite change by its section.

*А. М. НЕСТЕРЕНКО, А. Б. СЫЧКОВ, Молдавский металлургический завод,
В. Н. ТКАЧ, Институт сверхтвердых материалов НАН Украины,
В. И. СУХОМЛИН, Днепродзержинский государственный технический университет*

УДК 669.112.227.312:669.15–194.018.26:669.017

ЦИКЛИЧЕСКАЯ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ ФЕРРИТА В ГОРЯЧЕКАТАНОЙ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ ЛИСТОВОЙ СТАЛИ СО СТРУКТУРНО–ТЕКСТУРНОЙ НЕОДНОРОДНОСТЬЮ

Известно [1, 2], что горячая прокатка полос из низкоуглеродистых сталей на непрерывных широкополосных станах (НШС) с окончанием температуры прокатки $T_{\text{кп}}$ ниже точки A_{r3} (в частности, в межкритическом интервале температур (МКИТ): $A_{r1} < T_{\text{кп}} < A_{r3}$) приводит к выраженной разнотекстурности структуры феррита по их сечению. При этом зерна феррита в поверхностной зоне полос, как правило, имеют размеры, намного (на 2–3 порядка) превышающие таковые для их средней зоны [2]. В практике прокатки полос на НШС используют диаграмму, предложенную еще в 50-х годах прошлого века, которая разграничивает благоприятные и неблагоприятные с точки зрения равномерности структуры по сечению полос температурные интервалы $T_{\text{кп}}$ и температуры их смотки в рулоны ($T_{\text{см}}$) [1]. Данные, приведенные в [2], свидетельствуют о том, что образование разнотекстурности феррита в полосах при $T_{\text{кп}}$, соответствующих МКИТ, связано с различием текстуры по их сечению. Так, для поверхностной зоны листового проката толщиной 1,5 мм из стали 08пс характерна текстура типа $\langle 110 \rangle$, которая обычно состоит из аксиальной ориентировки $\{110\} \langle uvw \rangle$ и ряда ограниченных ориентировок [2], с плоскостями $\{110\}$, параллельными плоскости прокатки (ПП) проката. Зерна феррита средней зоны ориентированы относительно ПП преимущественно плоскостями $\{100\}$ [2], поэтому по своему типу текстура этой зоны относится к «кубической» [3]. В работе [4,5] показано, что наличие исходной текстуры определенного типа оказывает существенное влияние на рост зерна при рекристаллизации матричной фазы металлов и спла-

вов. Поэтому для описания зависимости между текстурой и ростом зерна авторами [4, 5] введен специальный термин «текстурно управляемый рост зерна». Эксперименты по рекристаллизационному отжигу с выдержками в МКИТ (несколько выше A_{r1}) или в субкритическом интервале температур (СКИТ ниже A_{r1}) горячекатаного проката толщиной 1,5 мм из стали 08 нс, полученного на НШС по режимам с $A_{r1} < T_{\text{кп}} < A_{r3}$, показали, что равномерность структуры феррита по его сечению в результате отжига в общем не достигается. Это обусловлено [2] стойким наследованием рекристаллизованным ферритом исходной неравномерности текстуры и структуры горячекатаного проката толщиной 1,5 мм из стали 08 нс. Заводской отжиг рулонов горячекатаного проката из указанной стали в колпаковой печи (нагрев до температуры СКИТ 680 °C, длительность выдержки 10 ч) в ряде случаев позволяет получить в нем сочетание прочностных свойств и пластичности ($\sigma_T = 155 \text{ Н/мм}^2$, $\sigma_B = 280 \text{ Н/мм}^2$, $\delta_4 = 46\%$), характерное для особонизкоуглеродистых (0,002–0,008% C) микролегированных IF-сталей, отличающихся сверхвысокой штампуемостью [6]. Однако наличие крупнозернистой структуры феррита в поверхностной зоне делает невозможным использование отожженного горячекатаного проката из стали 08 пс с указанным особо благоприятным комплексом свойств для операций штамповки из-за образования на поверхности отштампованных деталей неисправимого поверхностного дефекта типа «апельсиновая корка».

В последние годы проблеме производства горячекатаного проката толщиной 0,8–1,5 мм из

низкоуглеродистых сталей уделяется большое внимание в связи с перспективностью замены им более дорогого по стоимости холоднокатаного проката той же толщины [2, 7]. Поэтому исследования и практические разработки, выполняемые в этом направлении, являются актуальными.

Исследовали горячекатаный прокат толщиной 1,5 мм из стали 08 пс (0,06% С; 0,24% Мп; 0,01% Si; 0,01% Al; остальные элементы—следы), произведенный на непрерывном широкополосном стане горячей прокатки (НШСГП) 1680 ОАО «Запорожсталь», образцы которого размером 1,5×5×300 мм по определенным температурно-деформационным режимам прокатывали на лабораторном стане дуо 280. Температура нагрева под прокатку – 1000 °С. Подстуживание образцов перед прокаткой осуществляли таким образом, чтобы обеспечивалась реализация двух температур: $T_{кп} = 750$ и 700 °С, соответствующих аустенито-ферритной (МКИТ) и ферритной (СКИТ) областям прокатки. Обжатие при прокатке $\epsilon = 13,3\%$. С целью имитации $T_{см}$ охлаждение образцов после прокатки осуществляли в муфельной печи, исходная температура

которой составляла 600 °С. Рекристаллизационный отжиг образцов проката с указанными $T_{кп}$ проводили при температуре 680 °С с длительностями выдержек 10, 20, 30, 40 мин, 1, 2, 3, 4, 5, 6 ч.

Микроструктурный анализ образцов исследованной стали после горячей прокатки по указанным режимам с $T_{кп} = 750$ и 700 °С показал наличие достаточно выраженной разноразмерной структуры феррита по их сечению (рис. 1, а, 2). При исследовании зависимости зеренной структуры феррита по сечению образцов с указанными $T_{кп}$ от длительности выдержки при отжиге установлен циклический характер ее изменения в процессе рекристаллизации. Из рис. 2 следует, что в образцах проката с $T_{кп} = 700$ и 750 °С наблюдаются соответственно три и два цикла перетрансформирования структуры феррита по сечению образцов из разноразмерной в равномерную и наоборот. Проведенные исследования позволили детально проанализировать особенности изменения структуры феррита в каждом из циклов. Так, например, в образцах проката с $T_{кп} = 700$ °С в ходе

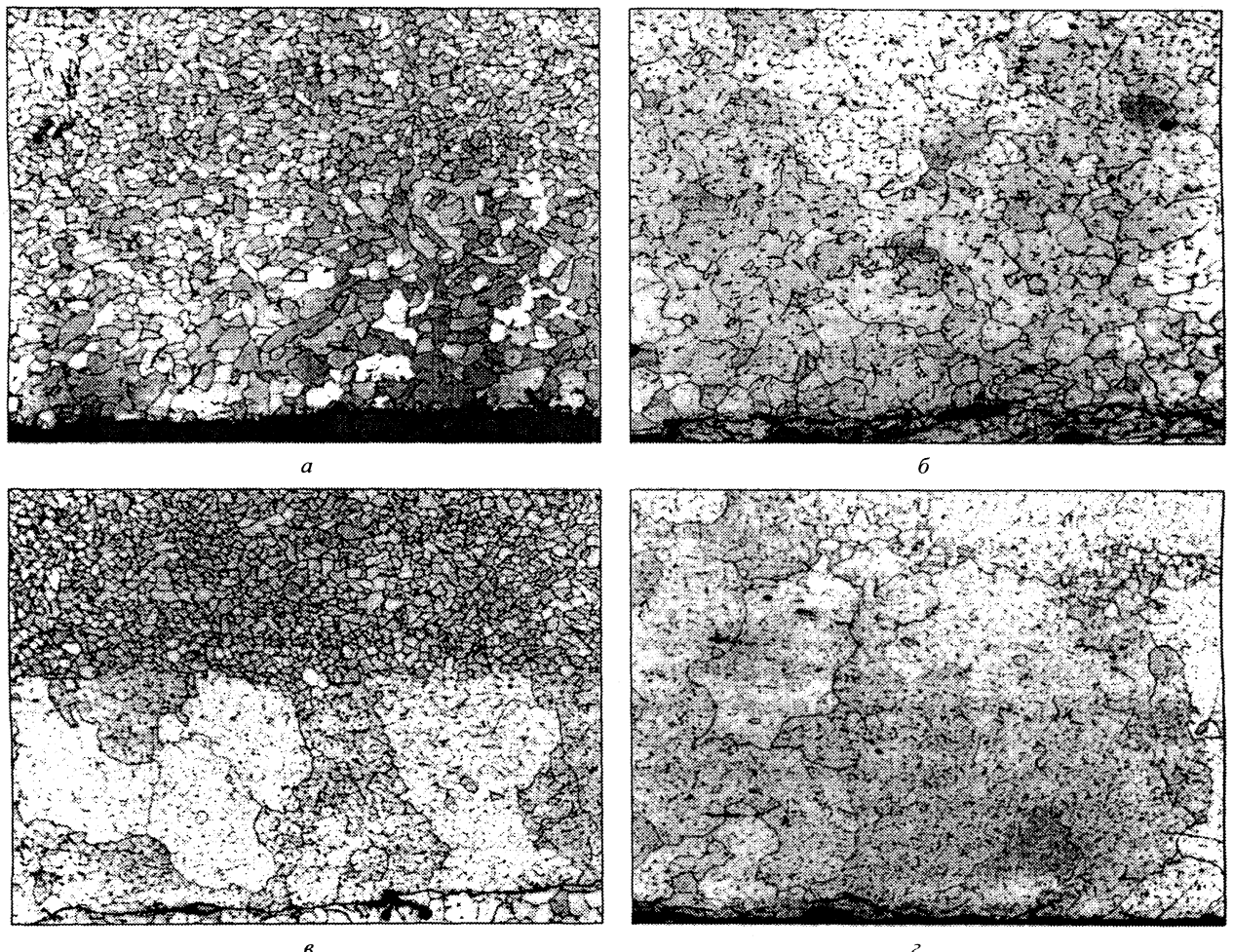


Рис. 1. Микроструктура по сечению исходной (а) и отожженной при температуре 680 °С с длительностью выдержки 30 мин (б), 40 мин (в) и 2 ч (г) горячекатаной листовой низкоуглеродистой стали, полученной при $T_{кп} = 700$ °С.×100

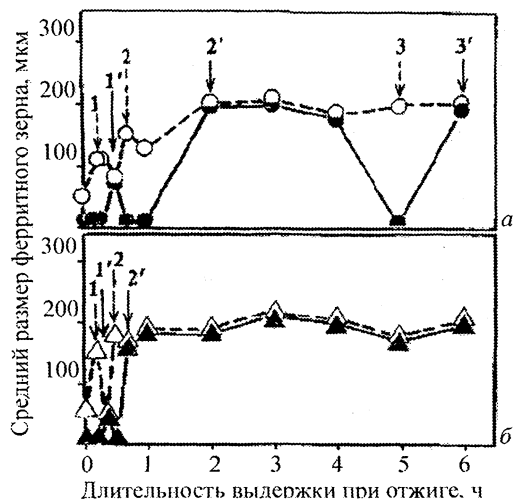


Рис. 2. Изменение среднего диаметра зерен феррита в зависимости от длительности выдержки при отжиге. $T_{кп} = 700$ (а) и 750 °С (б). Цифрами без штрихов и со штрихами обозначены длительности выдержек, при которых формируются разноразмерные и равномерные структуры феррита соответственно. ○Δ – поверхность исследованных образцов; ●▲ – средняя зона исследованных образцов

1-го цикла при выдержках 10 и 20 мин разноразмерность феррита по сечению проката усиливается (рис. 1, а), что связано в основном с развитием вторичной рекристаллизации в феррите поверхностного слоя этого проката. При выдержке 30 мин образуется равномерная ферритная структура по сечению проката (рис. 1, б, 2, а). Это обусловлено тем, что конкретно при этой длительности выдержки вторичная рекристаллизация феррита осуществилась уже и в средних по сечению слоях проката. На 2-м цикле (выдержка 40 мин) вновь возникает разноразмерность ферритной структуры (рис. 1, в, 2, а), которая сохраняется и при выдержке 1 ч. Дальнейшее увеличение длительности выдержки до 2 ч в ходе этого же 2-го цикла приводит к формированию по всему сечению проката структуры с равномерным ферритным зерном (рис. 1, г, 2, а).

Результаты текстурного анализа свидетельствуют о том, что выраженное различие типов текстур по сечению исследованного горячекатаного проката, полученного на НШСГП 1680 с $T_{кп} = 700$ °С (текстура типа $\langle 110 \rangle$ в поверхностной зоне и $\langle 100 \rangle - \langle 111 \rangle$ в серединной), сохраняется при отжиге с температурой 680 °С до выдержки длительностью 5 ч. После выдержки длительностью 6 ч феррит по сечению проката полностью детекстурирован, а его зеренная структура по сечению – равномерная (рис. 2).

Проведенные нами исследования показали, что разноразмерность по сечению проката в основном определяется ускоренным ростом зерен феррита в поверхностной зоне. Учитывая положение,

изложенные в [3–5, 8, 9] и результаты настоящего исследования, ускоренный рост зерен феррита в поверхностной зоне исследованных образцов проката в ходе отжига при температуре 680 °С можно объяснить сочетанием следующих факторов:

- прямым наследованием рекристаллизованной ферритной структурой образовавшихся при горячей тонколистовой прокатке в поверхностной и средней зонах образцов выраженных текстур разного типа соответственно $\langle 110 \rangle$ и $\langle 100 \rangle$;

- наличием в поверхностных слоях специальных высокоподвижных границ полигонального типа с низкой плотностью дефектов между «старыми» и «новыми» зернами феррита при вторичной рекристаллизации, ориентация между которыми отвечает соотношениям Кронберга–Вильсона;

- наиболее низким уровнем поверхностной энергии плоскостей $\{110\}$ ОЦК решетки феррита в сравнении с другими низкоиндексными ее плоскостями $\{111\}$ и $\{100\}$ ($\sigma_{\{110\}} = 1,3 \cdot 10^{-4}$ Дж/см² против $\sigma_{\{111\}} = 1,5 \cdot 10^{-4}$ и $\sigma_{\{100\}} = 1,6 \cdot 10^{-4}$ Дж/см²);

- близкой к критической в аспекте спонтанного роста ферритного зерна степени обжатия ($\epsilon = 13,3\%$), использованной при прокатке исследованных образцов листового горячекатаного проката из стали 08 пс в ходе проведения экспериментов.

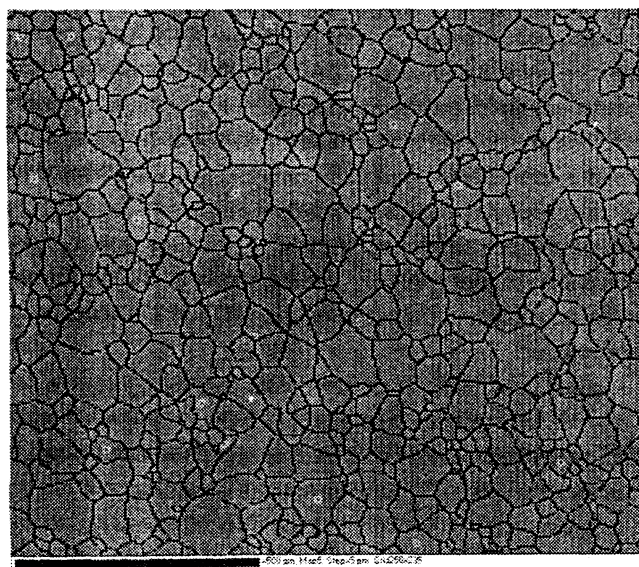
Проведенный в настоящей работе анализ позволяет утверждать, что впервые установленная цикличность рекристаллизации горячекатаной листовой низкоуглеродистой стали в ходе выдержки при субкритической (680 °С) температуре связана не только с перечисленными факторами, но и с особенностями развития и механизмов таких ее стадий, как собирательная и вторичная рекристаллизация. Согласно [3–5, 8, 9], движущей силой собирательной и вторичной рекристаллизации в металлах является снижение свободной энергии в результате уменьшения протяженности межзеренных границ. При этом утверждается, что увеличение размеров зерен осуществляется по механизмам, предусматривающим преимущественный рост крупных зерен за счет более мелких путем миграции границ зерен (субзерен). Детальный анализ образцов отожженного листового проката из исследованной стали, проведенный методами оптической и растровой электронной микроскопии (микроскоп EVO-55 с энергодисперсионной приставкой INKA ENERDGY 350 – разработка фирмы «Карл Цейсс», Германия), показал наличие многочисленных дисперсных ($0,3-1,5$ мкм) включений цементита, распределяющихся в мелкозернистой структуре серединных зон, в основ-

ном, по межзеренным границам, а в крупнозернистой структуре поверхностных зон – преимущественно по субграницам внутри ферритных зерен. Учитывая, что существенное перетрансформирование структуры в образцах исследованной стали осуществляется уже при незначительных по длительности выдержках при отжиге (см. рис. 1) в нашем случае из-за блокирования межзеренных и субзеренных границ микровыделениями цемента реализация миграционных механизмов при росте зерен феррита и их последующем делении на мелкие в ходе развития циклической рекристаллизации представляется невозможной. Более реальными являются механизмы роста, осуществляемые [9] коалесценцией зерен (субзерен) и их группировок путем взаимных кристаллографических вращений и поворотов на небольшие углы с аннигиляцией межзеренных и субзеренных границ между ними.

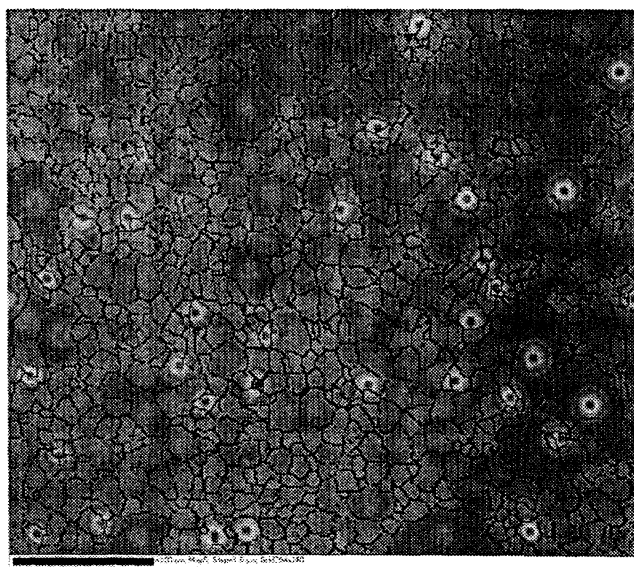
Выраженное исходное различие размеров зерен феррита и текстуры по сечению, а также особенности структурных изменений исследованных образцов листового проката в процессе отжига приводят к реализации трех факторов, вызывающих возникновение систем упругих микронапряжений, которые дестабилизируют равномерное развитие рекристаллизации феррита при отжиге, и являются, таким образом, составляющими движущей силы процесса циклической рекристаллизации. В плане развития различающихся по уровню микронапряжений в поверхностном и срединной зонах исследованного проката непосредственно в процессе отжига влияние первого фактора

обусловлено затруднением взаимной аккомодации крупных зерен феррита в поверхностном слое по мере увеличения их размеров в процессе развития вторичной рекристаллизации (причины ускоренного роста зерен феррита в поверхностном слое указаны выше), а второго – существенным различием кристаллографических ориентаций и дислокационного строения по линиям раздела поверхностных и срединных зон листового проката из исследованной стали.

Для обоснования третьего фактора на микроскопе EVO-55 с помощью приставки Nordlys II EBSD фирмы «Oxford Instruments» (Великобритания) проведен анализ напряженного состояния в поверхностных и срединных зонах листового проката из исследованной стали. При определении уровня микронапряжений действие указанной приставки основано на анализе уширения Кикучи-линий, образующихся при пошаговой сканирующей дифракции пучка электронов на выбранных участках структуры сталей и сплавов (HKL EBSD – Technology). Приведенные на рис. 3 данные по распределению участков локальных микронапряжений показывают, что в случае выдержки длительностью 1 ч при температуре 680 °С их уровень в срединной зоне является более высоким, чем в поверхностной (количество участков с микронапряжениями в срединной зоне в 4,26 раза с учетом различия площадей сканирования превышает количество таковых в поверхностной). Анализом, проведенным с помощью энергодисперсионного микронзонда, установлено, что участки с микронапряжениями имеют



a



б

Рис. 3. Общий вид и характер распределения участков с микронапряжениями в поверхностной (*a*) и срединной (*б*) зонах горячекатаного проката из исследованной стали с $T_{кп} = 700$ °С после отжига при температуре 680 °С с длительностью выдержки 1 ч. *a* – $\times 70$; *б* – $\times 210$

Оценочные данные по содержанию углерода, основных легирующих элементов и примесей в участках с микронапряжениями и в общем объеме металла срединной зоны образца горячекатаного проката с $T_{кп} = 700\text{ }^\circ\text{C}$ после отжига при температуре $680\text{ }^\circ\text{C}$ (выдержка длительностью 1 ч)

Участок анализа	Массовая доля элементов, %					
	C	Mn	S	P	Ni	Fe
C микронапряжениями – 1	3,14	15,50	9,39	0,02	0,02	71,91
C микронапряжениями – 2	2,19	6,85	3,74	0,00	0,07	87,12
Общий объем металла – 1	1,24	0,38	0,02	0,09	0,00	98,27
Общий объем металла – 2	1,39	0,30	0,00	0,07	0,00	98,05

повышенное содержание углерода, марганца и серы (см. таблицу). Поскольку даже при больших увеличениях растрового микроскопа какие-либо микрочастицы в указанных участках не выявляются, можно утверждать, что наблюдаемая повышенная концентрация углерода, марганца и серы и возникновение участков с микронапряжениями обусловлены образованием когерентно связанных с матрицей стали предвыделений цементита и сульфида марганца. Отмеченное выше различие текстуры и дислокационного строения феррита поверхностной и срединной зон исследованного проката в ходе выдержки при отжиге приводит к неадекватной кинетике повторяющихся процессов образования и растворения указанных предвыделений и сформировавшихся из них микрочастиц в этих зонах. Наблюдаемое фактическое различие суммарного уровня микронапряжений в поверхностной и срединной зонах исследованного горячекатаного проката, обусловленное последовательным чередованием при отжиге этапов образования и растворения указанных предвыделений и микрочастиц, является, тем самым, третьим дополнительным фактором, в немалой степени способствующим перетрансформированию ферритной структуры стали в конкретном цикле и развитию циклической рекристаллизации в целом.

Сформировавшаяся в результате указанных причин в объемах поверхностных и средних слоев образцов исследованной стали при отжиге система микронапряжений инициирует процессы деления образовавшихся крупных зерен (субзерен) на мелкие (этот процесс активируется незна-

чительной разориентацией субзерен в пределах каждого крупного зерна) по границам бывших субзерен, декорированных микровыделениями цементита, и приводит, таким образом, к повторному развитию стадий первичной, собирательной, а затем и вторичной рекристаллизации в каждом цикле развивающейся при отжиге циклической рекристаллизации.

Проведенные нами исследования показали, что различие структуры и текстуры в горячекатаном тонколистовом (1,5 мм) прокате из низкоуглеродистых сталей, произведенном на НШСГП 1680 ОАО «Запорожсталь», является достаточно выраженным. Более того, как отмечалось выше, отжиг в колпаковых печах при температурах $680\text{--}700\text{ }^\circ\text{C}$ приводит к формированию в поверхностных и средних по сечению слоях этого проката разнотипной текстуры и недопустимого по величине (на 2–3 порядка) размерного различия зерен феррита.

Для предотвращения образования существенно различающихся типов текстур и размеров ферритных зерен по сечению в горячекатаном тонколистовом прокате из низкоуглеродистых сталей на основании результатов проведенного исследования составлены рекомендации по корректировке режимов деформационно-термической обработки тонких полос на НШСГП 1680 ОАО «Запорожсталь» и на близком к нему по конструкции НШСГП 1700 ОАО «МК им. Ильича» (г. Мариуполь).

Выводы

1. Впервые установлено, что в горячекатаном тонколистовом (1,5 мм) прокате из низкоуглеродистой стали 08 пс с различающимися по сечению параметрами исходной текстуры и ферритной структуры рекристаллизация в процессе отжига при температуре $680\text{ }^\circ\text{C}$ осуществляется с неоднократным повторным полным перетрансформированием исходной неравномерной ферритной структуры в равномерную и наоборот, что позволяет классифицировать ее как циклическую.

2. Определены механизмы структурных изменений в процессе отжига в горячекатаном прокате из исследованной стали в ходе развития как отдельного рекристаллизационного цикла, так и в целом при циклической рекристаллизации.

Литература

- Литвиненко Д. А. Холоднокатаная нестареющая сталь. М.: Металлургия, 1968.
- Нестеренко А. М., Левченко Г. В., Янковский А. В. Особенности рекристаллизации феррита низкоуглеродистой горячекатаной стали при отжиге // Теория и практика металлургии. 2003. № 1. С. 54–59.

3. В а с с е р м а н Г., Г р е в е н И. Текстуры металлических материалов. М.: Металлургия, 1969.
4. A b b r u z z e s e G., L u c k e K. A theory of texture controlled grain growth. I. Derivation and general discussion of the model // Acta Metallurgica. 1986. Vol. 34. N 5. P. 905–914.
5. E i c h e l k r a u t H., A b b r u z z e s e G., L u c k e K. A theory of texture controlled grain growth. II. Numerikal and analytical treatment of grain growth in the presence of texture components. // Acta Metallurgica. 1988. Vol. 36. N 1. P. 55–68.
6. К у л ь к а Х., Х а й с т е р к а м п ф Ф. Уровень развития и применения сталей IF // Черные металлы. 1990. № 9. С. 24–28.
7. Новейшая технология производства горячекатаной полосы / В. Бальд, Г. Кнеппе, Д. Розендаль, П. Задау // Черные металлы. 2000. № 2. С. 36–44.
8. Г о р е л и к С. С. Рекристаллизация металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1978.
9. М а з у р В. И., М а з у р А. В. Особенности вторичной и собирательной рекристаллизации электротехнической стали // Теория и практика металлургии. 2007. № 1. С. 42–47.