

УДК 669.112.227.312:669.15-194.018.26:669.017

ОСОБЕННОСТИ РАЗВИТИЯ И МЕХАНИЗМЫ mЦИКЛИЧЕСКОЙ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ ФЕРРИТА В ГОРЯЧЕКАТАНОЙ ЛИСТОВОЙ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Анатолий Нестеренко, к.т.н., СНС

(Институт черной металлургии НАН Украины, г. Днепропетровск)

Александр Сычков, д.т.н.

(ОАО «Молдавский металлургический завод», г. Рыбница)

Василий Ткач, к.ф.м.н., СНС

(Институт сверхтвердых материалов НАН Украины, г. Киев)

В.И.Сухомлин, к.т.н., доцент

(Днепродзержинский Государственный Технический Университет, Украина)

Проведенными исследованиями впервые установлено, что в процессе выдержки при субкритической температуре 680 °С в горячекатаном листовом прокате из низкоуглеродистой стали 08пс с различающейся по сечению текстурой и ферритной структурой, прокатанном по режимам с $T_{\text{кп}} = 650, 700$ и 750 °С, отвечающим ферритной и аустенито-ферритной областям диаграммы состояния Fe-C, рекристаллизация развивается с неоднократным полным повторным изменением структуры феррита стали, что позволяет классифицировать ее как циклическую. Определены механизмы структурных изменений в процессе отжига в исследованном прокате из стали 08пс как в ходе развития отдельного рекристаллизационного цикла, так и в целом при циклической рекристаллизации.

Известно [1...3], что трансформация структуры металлов и, в частности, феррита сталей при термической активации во время отжига – статическая рекристаллизация осуществляется последовательными стадиями, основными из которых являются первичная, собирательная и вторичная. В случае горячедеформированного металла различают [1,3] динамическую, метадинамическую и повторную рекристаллизацию. Динамическая рекристаллизация происходит непосредственно при горячем деформировании металла, а метадинамическая – сразу же после нее. Повторная рекристаллизация, обычно, рассматривается как разновидность статической, которая осуществляется после динамической или метадинамической рекристаллизации по указанным выше последовательным стадиям в случае выдержки металла при повышенных температурах или же при его замедленном охлаждении от температуры горячей деформации. Характерным признаком статической рекристаллизации, в отличие от динамической и метадинамической, является так называемый «зародышевый» механизм осуществления ее первичной стадии путем образования и роста зародышей новых бездефектных кристаллов в матрице металла с высокой или

повышенной исходной плотностью дефектов кристаллического строения [1,3].

Наряду с указанными выше стадиями и разновидностями рекристаллизации авторы работ [1,3...5] различают так называемую «вторую рекристаллизацию», которая во времени следует за первичной, собирательной и вторичной (но непосредственно – за последней) и не связана с дополнительной деформацией. Она наблюдалась в разных металлах и сплавах при рекристаллизационном отжиге после деформационно-термической обработки (ДТО) [5].

Циклическая рекристаллизация, как разновидность «второй», впервые классифицирована авторами [4,5] при обобщении результатов по исследованию влияния отжига при температуре 1000...1150 °С на развитие рекристаллизации аустенита в высоколегированных аустенитных сталях 12Х18Н10Т, 08Х16Н9М2 и 10Х17Н13М2Т после высокотемпературной ДТО (горячая прокатка с деформацией раздачей при 1100...1200 °С). Ее отличительной особенностью является периодическая повторяемость во время выдержки при отжиге циклов полного рекристаллизационного перетрансформирования структуры аустенита указанных горячедеформированных сталей, включающих стадии первичной, собирательной и вторичной рекристаллизации.

Зеренная структура матричного твердого раствора сталей и сплавов оказывает существенное влияние на комплекс их механических и служебных свойств [1...3]. Потому актуальным является изучение закономерностей развития во времени при отжиге рекристаллизации феррита в горячекатаных листовых низкоуглеродистых сталях, все шире используемых для замены более дорогостоящего холоднокатаного металла в современном автомобиле - и машиностроении при холодной штамповке деталей [6].

Исследовали горячекатаный прокат толщиной 1,5 и 2,05 мм из стали 08пс (0,06 % С; 0,24 % Мn; 0,01 % Si; 0,01 % Al; остальное-следы), произведенный на непрерывном широкополосном стане горячей прокатки (НШСГП) 1680 ОАО «Запорожсталь», образцы которого размером 1,5х5х300 мм и 2,05х5х300 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 3-х температур конца прокатки $T_{кп} = 750, 700$ и 650 °С, соответствующих аустенито-фер-ритной (межкритический интервал температур - МКИТ) и ферритной (субкритический интервал температур - СКИТ) областям диаграммы состояния Fe-C. Помимо однократной (1,5→1,30 мм) осуществлялась двухкратная горячая прокатка образцов с исходной толщиной 2,05 мм с первым проходом (2,05→1,75 мм) при температуре 750 °С (МКИТ) и вторым (1,75→1,50мм) при $T_{кп} = 650$ °С (СКИТ). Обжатие в

случае однократной прокатки составляло $\varepsilon = 13,3 \%$, а при двухкратной - $\varepsilon_1 = 14,6 \%$, $\varepsilon_2 = 14,3 \%$. С целью имитации температуры сматывания горячекатаных полос в рулоны и условий охлаждения горячекатаных рулонов на НШСГП замедленное охлаждение образцов после прокатки осуществляли в муфельной печи, исходная температура которой составляла $600 \text{ }^\circ\text{C}$. Рекристаллизационный отжиг образцов исходного горячекатаного проката, полученных на ШСГП 1680 и прокатанных на лабораторном стане дуо 280 по указанным выше режимам, проводили при температуре $680 \text{ }^\circ\text{C}$ с длительностями выдержек 10, 20, 30, 40 мин, 1, 2, 3, 4, 5, 6 час.

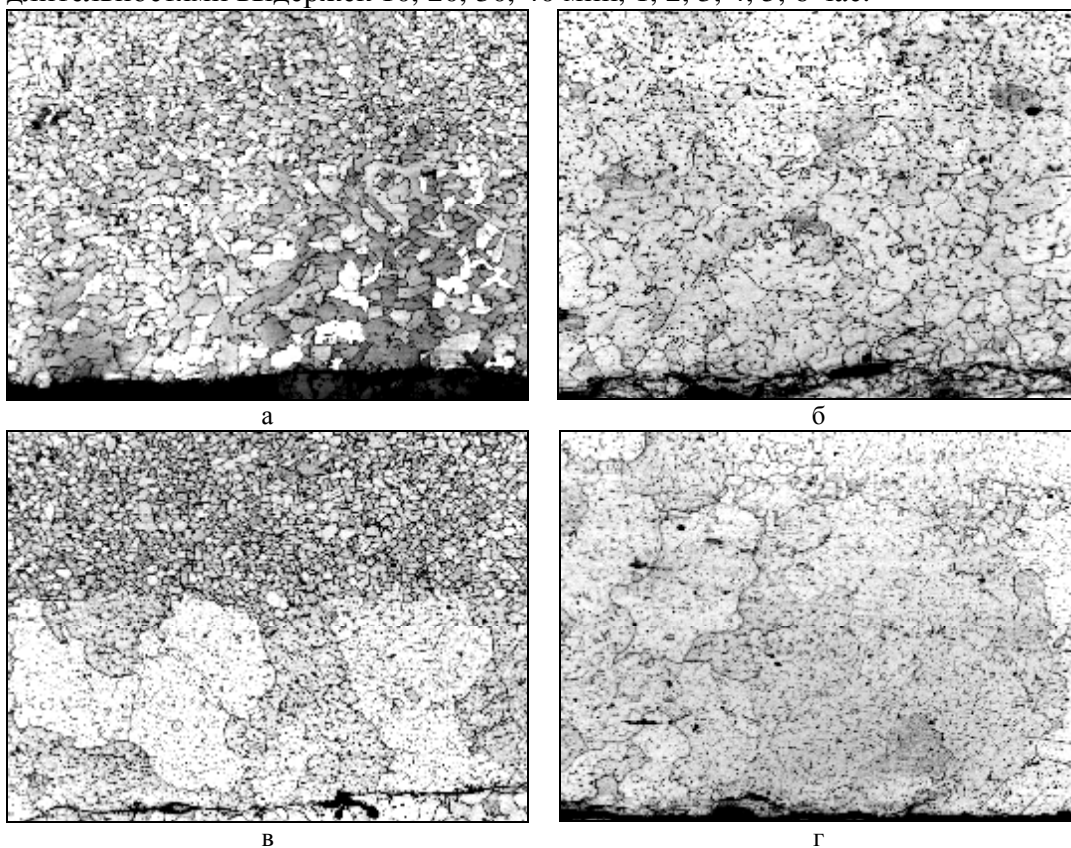


Рис. 1. Микроструктура (x100) по сечению исходной (а) и отожженной при температуре $680 \text{ }^\circ\text{C}$ с длительностью выдержки 30 мин.(б), 40 мин.(в) и 2ч.(г) горячекатаной листовой низкоуглеродистой стали, полученной на лабораторном стане дуо 280 при $T_{\text{КП}} = 700 \text{ }^\circ\text{C}$.

Микроструктурный анализ образцов исследованной стали толщиной 1,5 мм после горячей прокатки по режимам с $T_{\text{КП}} = 750$ (МКИТ) и $700 \text{ }^\circ\text{C}$ (СКИТ) показал наличие достаточно выраженной разнотермической структуры феррита по их сечению (рис. 1а, 2). При исследовании зависимости зеренной структуры феррита по сечению образцов с указанными $T_{\text{КП}}$ от длительности выдержки при отжиге установлен циклический характер ее изменения. Действительно из данных рис. 2 следует, что в образцах проката с $T_{\text{КП}} = 700$ и

750 °С наблюдаются соответственно 3 и 2 цикла перетрансформирования структуры феррита по сечению образцов из разнотерной 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 1-го цикла при выдержках 10 и 20 мин. разнотерность феррита по сечению проката усиливается (рис. 1а), что связано, в основном, с развитием вторичной рекристаллизации в феррите поверхностного слоя этого проката. При выдержке 30 мин образуется равномерная ферритная по сечению проката (рис. 1б, 2а). Это обусловлено тем, что конкретно при этой длительности выдержки вторичная рекристаллизация феррита осуществилась уже и в средней по сечению зоне проката. На 2-м цикле (выдержка 40 мин.) вновь возникает разнотерность ферритной структуры (рис. 1в, 2а), которая сохраняется и при выдержке 1 час. Дальнейшее увеличение длительности выдержки до 2 час в ходе этого же 2-го цикла приводит к формированию по всему сечению проката структуры с равномерным ферритным зерном (рис. 1г, 2а).



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 разнотерные и равномерные структуры феррита соответственно

Результаты текстурного анализа, проведенного методом Харриса (обратных полюсных фигур) [2], свидетельствуют о том, что образцы исследованной стали толщ. 1,3 мм, прокатанные на лабораторном стане дуо 280 по режиму с $T_{КП} = 700$ °С, непосредственно после прокатки

характеризуются выраженным различием текстуры по сечению (текстура типа $\langle 110 \rangle$ в поверхностной зоне и $\langle 100 \rangle - \langle 111 \rangle$ в серединной). Это различие текстуры по сечению образцов сохраняется в ходе отжига при температуре 680°C вплоть до выдержки длительностью 5 ч. После выдержки длительностью 6 ч. феррит по сечению проката становится полностью детекстурованным, а его зеренная структура – равномерной (рис. 2).

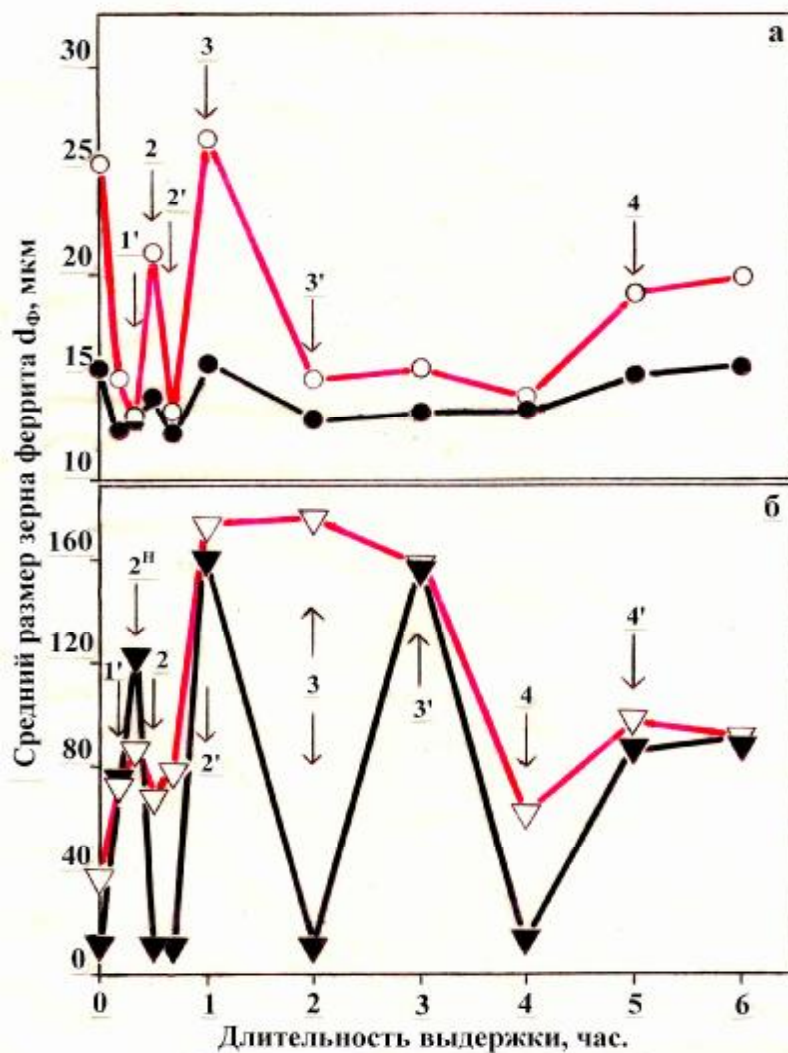


Рис. 3. Характер изменения среднего размера зерна феррита в горячекатаном листовом прокате из исследованной стали 08пс в ходе отжига при температуре 680°C : а – толщ. проката 2,05 мм (прокатка на НШСП 1680 с $T_{\text{КП}}=750^\circ\text{C}$); б – толщ. проката 1,5 мм (двойная горячая прокатка на лабораторном стане дуо 280 с $T_{\text{КП}}=650^\circ\text{C}$). Светлые обозначения – поверхностная, зачерненные – серединная зона. Цифры без штрихов и со штрихами – то же, что и на рис. 2.

В образцах исходного горячекатаного проката толщиной 2,05 мм из исследованной стали 08пс, прокатанного на ШСГП 1680 по режиму с $T_{\text{КП}} = 760 - 780$ °С (МКИТ), и в полученных из него после двойной горячей прокатки с $T_{\text{КП}} = 650$ °С (СКИТ) образцах с конечной толщиной 1,5 мм зеренная структура феррита характеризуется достаточно выраженным различием по сечению (рис. 3). В ходе отжига при температуре 680 °С в образцах исходного горячекатаного проката толщиной 2,05 мм и в образцах толщиной 1,5 мм, полученных двойной горячей прокаткой с $T_{\text{КП}} = 650$ °С, осуществляется, как и в описанном выше случае однократной горячей прокатки, циклическая рекристаллизация с неоднократным полным перетрансформированием ферритной структуры стали по сечению (рис. 3). Значком 2^H на рис. 3б обозначено структурное состояние, когда в отдельных крупных ферритных зернах при выдержке длительностью 20 мин. уже начинаются процессы деления на мелкие, что предшествует первичной рекристаллизации.

Проведенные нами исследования показали, что разнородность по сечению проката, в основном, определяется ускоренным ростом зерен феррита в поверхностной зоне. Учитывая положения, изложенные в [1...3], 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) [2];

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

Проведенный в настоящей работе анализ позволяет утверждать, что впервые установленная циклическая рекристаллизация 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

вторичной рекристаллизация. Согласно [1...3] 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 срединных зон, в основном, 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 (рис. 1, 2), в нашем случае из-за блокирования межзеренных и субзеренных границ микровыделениями цементита 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 [7] 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 появление в объеме металла систем упругих микронапряжений, которые существенно влияют на структурные превращения при рекристаллизации феррита в ходе отжига, и являются, таким образом, составляющими движущей силы процесса циклической рекристаллизации. Влияние первого фактора связано, при этом, с 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 – с существенным различием кристаллографических ориентаций и дислокационного строения по линиям раздела поверхностных и срединных зон листового проката из исследованной стали.

Для обоснования еще одного, третьего, фактора на том же 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). Полученные данные по распределению участков локальных микронапряжений показывают, что в случае выдержки, например, длительностью 1 час при температуре отжига 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 повышенное содержание углерода, марганца и серы (табл. 1). Поскольку даже при значительных увеличениях в растровом микроскопе какие-либо микрочастицы в указанных участках не выявляются, можно утверждать, что возникновение участков с микронапряжениями и повышенной концентрацией углерода, марганца и серы обусловлено образованием когерентно связанных с матрицей стали предвыделений цементита и сульфида марганца. Отмеченное выше различие дислокационного строения феррита поверхностной и срединной зон исследованного проката приводит в ходе выдержки при отжиге к неадекватной кинетике повторяющихся процессов образования и растворения указанных предвыделений, а затем и сформировавшихся из них микрочастиц в этих зонах. Наблюдаемое фактическое различие суммарного уровня микронапряжений в поверхностной и срединной зонах проката, обусловленное последовательным чередованием при отжиге этапов образования и растворения указанных предвыделений и микрочастиц, как раз и является третьим дополнительным фактором, способствующим перетрансформированию ферритной структуры стали в каждом 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 незначительной 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 из циклов развивающейся при отжиге циклической рекристаллизации.

Таблица 1

Оценочные данные по содержанию углерода, основных легирующих элементов и примесей в участках с микронапряжениями (1, 2) и в общем объеме металла (1*, 2*) срединной зоны образца горячекатаного листового проката, полученного на лабораторном стане дуо 280 с $T_{\text{кп}} = 700^{\circ}\text{C}$, после отжига при температуре 680°C (выдержка длительностью 1 час).

Участок анализа	Массовая доля элементов, %					
	C	Mn	S	P	Ni	Fe
С микро-напряжениями -1	3,14	15,50	9,39	0,02	0,02	71,91
С микро-напряжениями -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

Проведенные исследования показали, что различие структуры и текстуры в горячекатаном тонколистовом (1,5 мм) прокате из стали 08пс, произведенном на НШСГП 1680 ОАО «Запорожсталь», является достаточно выраженным (рис. 3а). Заводской отжиг рулонов этого проката в колпаковых печах (нагрев до температуры 680°C , длительность выдержки 10 час.) в ряде случаев позволяет получить в нем сочетание прочностных свойств и пластичности ($\sigma_{\text{T}} = 155,0 \text{ Н/мм}^2$, $\sigma_{\text{B}} = 280,0 \text{ Н/мм}^2$, $\delta_4 = 46,0 \%$), характерное для особонизкоуглеродистых (0,002...0,008 % C) микролегированных IF – сталей, отличающихся сверхвысокой штампуемостью [8]. Однако несмотря на это, наличие крупнозернистой структуры феррита в поверхностной зоне делает невозможным его использование для операций штамповки из-за образования на поверхности отштампованных деталей неисправимого поверхностного дефекта типа «апельсиновая корка».

Для предотвращения образования существенно различающихся типов текстур и размеров ферритных зерен по сечению в горячекатаном тонколистовом прокате из низкоуглеродистых сталей и наследования такой неравномерности в отожженном прокате 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 08пс с различающимися по сечению параметрами исходной текстуры и ферритной структуры рекристаллизация в процессе отжига при температуре 680 °С 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 как в ходе развития как отдельного рекристаллизационного цикла, так и в целом при циклической рекристаллизации.

Использованная литература

1. Горелик, С.С. Рекристаллизация металлов и сплавов. – М.: Металлургия, 1978. – 568с.
 2. Вассерман, Г., Гревен, И. Текстуры металлических материалов. - М.: Металлургия, 1969. – 655с.
 3. Новиков, И.И. Теория термической обработки металлов. М.: Металлургия, 1978. – 392с.
 4. Хейфец, Р.Г., Марек, И.М., Сенина, Т.В. Наблюдение второй рекристаллизации в сталях аустенитного класса. – Известия вузов. Черная металлургия. – 1977. - № 8. – С. 115 – 117.
 5. Циклическая рекристаллизация деформированных аустенитных сталей / Р.Г., Хейфец, Н.В., Резчик, И.М., Марек, Т.В., Сенина. – Металловедение и термическая обработка металлов. – 1982. - № 2. - С. 37...39.
 6. Бальд, В., Кнеппе, Г., Розендал, Д., Задау, П. Новейшая технология производства горячекатаной полосы. – Черные металлы. – 2000. - № 2. – С. 36...44.
 7. Мазур, В.И., Мазур, А.В. Особенности вторичной и собирательной рекристаллизации электротехнической стали. - Теория и практика металлургии. – 2007. – № 1. – 42...47.
 8. Кулька, Х., Хайстеркампф, Ф. Уровень развития и применения сталей IF. - Черные металлы. – 1990. - № 9. – С. 24...28.
- УДК 669.112.227.312:669.15-194.018.26:669.017