

УДК 621.771.252:620.178:546

О ВЛИЯНИИ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СУБСТРУКТУРЫ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ И МИКРОДОБАВОК БОРА НА ФОРМИРОВАНИЕ ПЛАСТИНЧАТОГО ПЕРЛИТА В ПРОЦЕССЕ НЕПРЕРЫВНОГО ОХЛАЖДЕНИЯ БУНТОВОГО ПРОКАТА

ПАРУСОВ Э. В.¹, к. т. н., с. н. с.,
 ГУБЕНКО С. И.², д. т. н., проф.,
 СЫЧКОВ А. Б.³, д. т. н., проф.,
 САГУРА Л. В.^{4*}, к. т. н.

¹Институт черной металлургии им. З. И. Некрасова Национальной академии наук Украины, пл. Академика Стародубова, 1, Днепр, 49050, Украина, тел. +38 (0562) 33-71-63, e-mail: tometal@ukr.net, ORCID ID: 0000-0002-4290-6498

²Национальная металлургическая академия Украины, пр. Гагарина, 4, Днепр, 49600, Украина, тел. +38 (056) 374-83-57, e-mail: sigubenko@gmail.com, ORCID ID: 0000-0001-5427-1154

³Магнитогорский государственный технический университет им. Г. И. Носова, пр. Ленина, 38, Магнитогорск, 455000, Россия, тел. +7 (919) 348-66-84, e-mail: absyckov@mail.ru, ORCID ID: 0000-0002-0886-1601

^{4*}Институт черной металлургии им. З. И. Некрасова Национальной академии наук Украины, пл. Академика Стародубова, 1, Днепр, 49050, Украина, тел. +38 (0562) 33-71-63, e-mail: slv_metal@mail.ru, ORCID ID: 0000-0002-2614-0322

Аннотация. Цель работы – изучение особенностей влияния дислокационной субструктуры горячедеформированного аустенита в высокоуглеродистых сталях и микролегирования бором на образование пластинчатого перлита после пластической деформации в процессе непрерывного охлаждения. *Материалы для исследований* – стали марок 85 и 85P. Применяемые методы: металлографический (оптическая, электронная микроскопия – растровая и трансмиссионная), микрорентгеноспектральный анализ. **Выводы.** Получила дальнейшее развитие модель образования перлита в высокоуглеродистых сталях, которая предопределяет генезис формирования его пластинчатой морфологии. Показана роль дислокационной субструктуры, определяющей характер полигонизационных перестроек в стенках ячеек горячедеформированного аустенита, а также взаимодействие дислокаций с атомами внедрения и их комплексными соединениями, что определяет скоротечность протекания перлитного превращения. Методами металлографического анализа подтверждено образование соединения VN и влияние атомов бора на особенности структурообразования в сталях перлитного класса. Полученные результаты свидетельствуют о том, что при рациональном выборе химического состава стали и режимов деформационно-термической обработки представляется возможным осуществлять контролируемое управление процессами структурообразования в бунтовом прокате из высокоуглеродистых сталей для достижения требуемого класса прочности металла в потоке непрерывного проволочного стана.

Ключевые слова: субструктура; дислокации; горячая деформация; высокоуглеродистая сталь; бунтовой прокат; микролегирование; бор

ПРО ВПЛИВ ДИСЛОКАЦІЙНОЇ СУБСТРУКТУРИ ГАРЯЧОЇ ДЕФОРМАЦІЇ ТА МІКРОДОБАВОК БОРУ НА ФОРМУВАННЯ ПЛАСТИНЧАТОГО ПЕРЛИТУ У ПРОЦЕСІ БЕЗПЕРЕРВНОГО ОХОЛОДЖЕННЯ БУНТОВОГО ПРОКАТУ

ПАРУСОВ Е. В.¹, к. т. н., с. н. с.,
 ГУБЕНКО С. І.², д. т. н., проф.,
 СИЧКОВ О. Б.³, д. т. н., проф.,
 САГУРА Л. В.^{4*}, к. т. н.

¹Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова Національної академії наук України, пл. Академіка Стародубова, 1, Дніпро, 49050, Україна, тел. +38 (0562) 33-71-63, e-mail: tometal@ukr.net, ORCID ID: 0000-0002-4290-6498

²Національна металургійна академія України, пр. Гагаріна, 4, Дніпро, 49600, Україна, тел. +38 (056) 374-83-57, e-mail: sigubenko@gmail.com, ORCID ID: 0000-0001-5427-1154

³Магнітогорський державний технічний університет ім. Г. І. Носова, пр. Леніна, 38, Магнітогорськ, 455000, Росія, тел. +7 (919) 348-66-84, e-mail: absyckov@mail.ru, ORCID ID: 0000-0002-0886-1601

^{4*}Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова Національної академії наук України, пл. Академіка Стародубова, 1, Дніпро, 49050, Україна, тел. +38 (0562) 33-71-63, e-mail: slv_metal@mail.ru, ORCID ID: 0000-0002-2614-0322

Анотація. Мета роботи – вивчення особливостей впливу дислокаційної субструктури гарячедеформованого аустеніту у високовуглецевих сталях і мікролегування бором на утворення пластинчастого перліту після пластичної деформації в процесі безперервного охолодження. **Матеріали для досліджень** – сталі марок 85 і 85Р. Методи, які застосовувались: металографічний (оптична, електронна мікроскопія – растрова і трансмісійна), мікрорентгеноспектральний аналіз. **Висновки.** Отримала подальший розвиток модель утворення перліту у високовуглецевих сталях, яка передбачає генезис формування його пластинчастої морфології. Показано роль дислокаційної субструктури, яка визначає характер полігонізаційних перебудов у стінках комірок гарячедеформованого аустеніту, а також взаємодію дислокацій з атомами впровадження і їх комплексними з'єднаннями, що визначає швидкоплинність перебігу перлітного перетворення. Методами металографічного аналізу підтверджено утворення сполук BN і вплив атомів бору на особливості структуроутворення в сталях перлітного класу. Отримані результати свідчать про те, що за раціонального вибору хімічного складу сталі і режимів деформаційно-термічної обробки можливо здійснювати контрольоване керування процесами структуроутворення в бунтовому прокаті з високовуглецевих сталей для досягнення необхідного класу міцності металу в потоці безперервного дротового стану.

Ключові слова: субструктура; дислокації; гаряча деформація; високовуглецева сталь; бунтовий прокат; мікролегування; бор

ON THE ROLE OF DISLOCATION SUBSTRUCTURE OF HOT DEFORMATION AND BORE MICROADDITIVES ON THE FORMATION OF LAMELLAR PEARLITE DURING CONTINUOUS COOLING ROLLED STEEL

PARUSOV E. V.¹, *Ph. D., Senior Researcher,*
GUBENKO S. I.², *Dr. of Sc. (Tech.), Prof.,*
SYCHKOV A. B.³, *Dr. of Sc. (Tech.), Prof.,*
SAHURA L. V.^{4*}, *Ph. D.*

¹Iron and Steel Institute named Z.I. Nekrasov of the National Academy of Science of Ukraine, sq. Ac. Starodubov, Dnipro, 49050, Ukraine, тел. +38 (0562) 33-71-63, e-mail: tometal@ukr.net, ORCID ID: 0000-0002-4290-6498

² National metallurgical academy of Ukraine, Gagarin ave., 4, Dnipro, 49600, Ukraine, тел. +38 (056) 374-83-57, e-mail: sigubenko@gmail.com, ORCID ID: 0000-0001-5427-1154

³Nosov Magnitogorsk State Technical University, Lenin ave., 38, Magnitogorsk, 455000, Russia, тел. +7 (919) 348-66-84, e-mail: absyckov@mail.ru, ORCID ID: 0000-0002-0886-1601

^{4*}Iron and Steel Institute named Z.I. Nekrasov of the National Academy of Science of Ukraine, sq. Ac. Starodubov, Dnipro, 49050, Ukraine, тел. +38 (0562) 33-71-63, e-mail: slv_metal@mail.ru, ORCID ID: 0000-0002-2614-0322

Abstract. *The aim* of the work was to study the characteristics of the impact of the dislocation substructure of hot-strain austenite in high-carbon steel and boron microalloying education lamellar pearlite after plastic deformation during continuous cooling. *Materials for the study* were steel grades 85 and 85R. Methods used: metallographic (optical, electron microscopy – scanning and transmission), X-ray microspectral analysis. **Conclusions.** Has been further developed model of formation of pearlite in the high carbon steel, which determines the origin of the formation of its lamellar morphology. The role of the dislocation substructure defining character polygonization rearrangements in the cell walls of hot-strain austenite, as well as the interaction of dislocations with interstitial atoms and their complex compounds, which determines the course of the transience of pearlite transformation. The methods of metallographic analysis confirmed the formation of connections BN and atoms of boron influence on the features of structure formation in the steels of pearlite class. The results indicate that the rational choice of the chemical composition of the steel and modes of deformation and heat treatment it is possible to carry out a controlled management of processes of structure formation in rolled steel of high-carbon steels to achieve the required strength class of the metal in a stream of continuous wire mill.

Keywords: substructure; dislocations; hot deformation; high-carbon steel; rolled steel; microalloying; boron

Постановка проблеми

Сталі перлітного класу довгоє время знаходяться под пристальним вниманием исследователей ввиду того, что не все резервы повышения их прочности и рационального структурообразования реализованы сегодня в промышленных условиях. При этом множество исследований, направленных на решение указанных проблем, посвящено изучению механизмов и разработке моделей зарождения и роста пластинчатого перлита [1–6]. Повышение

комплекса качественных показателей высокоуглеродистых сталей, в частности, при производстве бунтового проката, неразрывно связано со структурным состоянием (степенью дисперсности перлита).

Механизмы зарождения и роста перлитных колоний в большинстве случаев сводятся к разработке физико-математических интегральных моделей, основанных на диффузионных процессах [1–3]. Получена температурная зависимость влияния

степени переохлаждения металла на межпластиночное расстояние (дисперсность) в перлите, которая поясняет распад аустенита по диффузионному и промежуточному механизмам в одном температурном интервале, и, соответственно, одновременное появление в структуре стали продуктов этих превращений [2]. Авторы работы [3] рассматривают влияние межфазных границ и неметаллических включений на скорость роста перлита в сталях. Показана роль так называемых подвижных и неподвижных включений в перемещении указанных границ в процессе роста перлитных колоний, разработана модель, показывающая влияние неметаллических включений металлургического происхождения на особенности эвтектоидного превращения. В работе [4] показана особенность влияния кристаллохимического строения аустенита и его межкристаллитных границ на зарождение ферритно-перлитных структур, при этом упоминается и об особом влиянии горячей пластической деформации на ход эвтектоидного превращения. Однако необходимо понимать, что помимо влияния субструктуры горячедеформированного аустенита на протекание эвтектоидного превращения определенное действие оказывает и термопластическая деформация, которая происходит при диффузионном распаде аустенита [1; 7; 8].

Поскольку в процессе горячей деформации в аустените формируется определенная динамическая субструктура [7], необходимо рассмотреть ее возможное влияние на характер зарождения перлита при эвтектоидном превращении в процессе непрерывного охлаждения металла.

Характер горячедеформированной субструктуры аустенита определяется соотношением скоростей горячего наклепа и динамического разупрочнения, определяемого температурой, скоростью и степенью деформации [7]. В процессе деформации аустенита его субструктура постоянно изменяется и в ней есть признаки как деформационного упрочнения, так и динамического разупрочнения – это как бы субструктура двух порядков.

Во время горячей деформации дислокационная структура стенок ячеек и разориентировка субзерен постоянно изменяются: наблюдается образование и рост субзерен в результате миграции или «рассыпания» субграниц (динамическая полигонизация), что приводит к образованию внутри субзерен повышенного количества дислокаций.

Перестройка дислокационной структуры внутри субзерен вызывает их поворот относительно «соседей», что стимулирует миграцию субграниц. В случае протекания динамического возврата по механизму коалесценции субзерен возможно образование устойчивой полигональной субзеренной структуры, которая характеризуется равновесной конфигурацией стыков субграниц [7]. В то же время деформация может заканчиваться на стадии

формирования ячеистой или фрагментированной (полосовой) субструктуры аустенита [7].

Цель работы

Целью является изучение особенностей влияния дислокационной субструктуры горячедеформированного аустенита в высокоуглеродистых сталях и микролегирования бором на образование пластинчатого перлита после пластической деформации в процессе непрерывного охлаждения.

Материал для исследований

Материалом для исследований служили промышленные партии горячедеформированного бунтового проката (катанки) диаметром 11,0 мм из стали марок 85 и 85P. Применяемые методы: металлографический (оптическая, электронная микроскопия – растровая и трансмиссионная), микрорентгеноспектральный анализ. Используемые приборы: оптический световой микроскоп «Neophot-32», электронный растровый микроскоп «VEGA TS5130MM» и электронный трансмиссионный микроскоп «JEOL JEM-100CX», волновой микроанализатор (рентгеновский микроспектрометр) «INCA WAVE 500».

Результаты исследований и их обсуждение

Известно, что плотность дислокаций в горячедеформированных сталях аустенитного класса находится в интервале $\sim 10^8 \dots 10^9 \text{ см}^{-2}$ [6]. В горячедеформированном бунтовом прокате марок 85 и 85P эта величина по результатам рентгеноструктурного анализа составила $2,14 \times 10^{10}$ и $1,93 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$ [5], что на 1–2 порядка выше. Это свидетельствует о дополнительном вкладе термопластической деформации, происходящей в процессе непрерывного охлаждения аустенита до момента начала перлитного превращения.

Очевидно, что градиенты термических напряжений, которые возникают в процессе охлаждения стали после горячей деформации, вызывают локальные микропластические сдвиги и перераспределение дислокаций путем скольжения, поперечного скольжения и переползания [7]. При этом в результате полигонизационных процессов не только возникают дислокационные стенки, состоящие из дислокаций одного знака либо из сеток дислокаций разного знака [7], но, и в случае наличия горячедеформированной субструктуры, происходит перераспределение дислокаций в стенках самих ячеек (рис. 1 а, б), которые оказывают влияние на ход перлитного превращения (рис. 1 в, з).

Необходимо отметить, что подвижность дислокаций в процессе термопластической деформации определяется возможностью их динамического закрепления при горячей деформации атмосферами Коттрелла – углеродными в стали 85; боро-азотными, и комплексными углеродо-боро-азотными в стали 85P (рис. 1 д–ж), а также

дисперсними виділеннями нітридов, карбидов, боридов и их комплексных соединений (рис. 2).

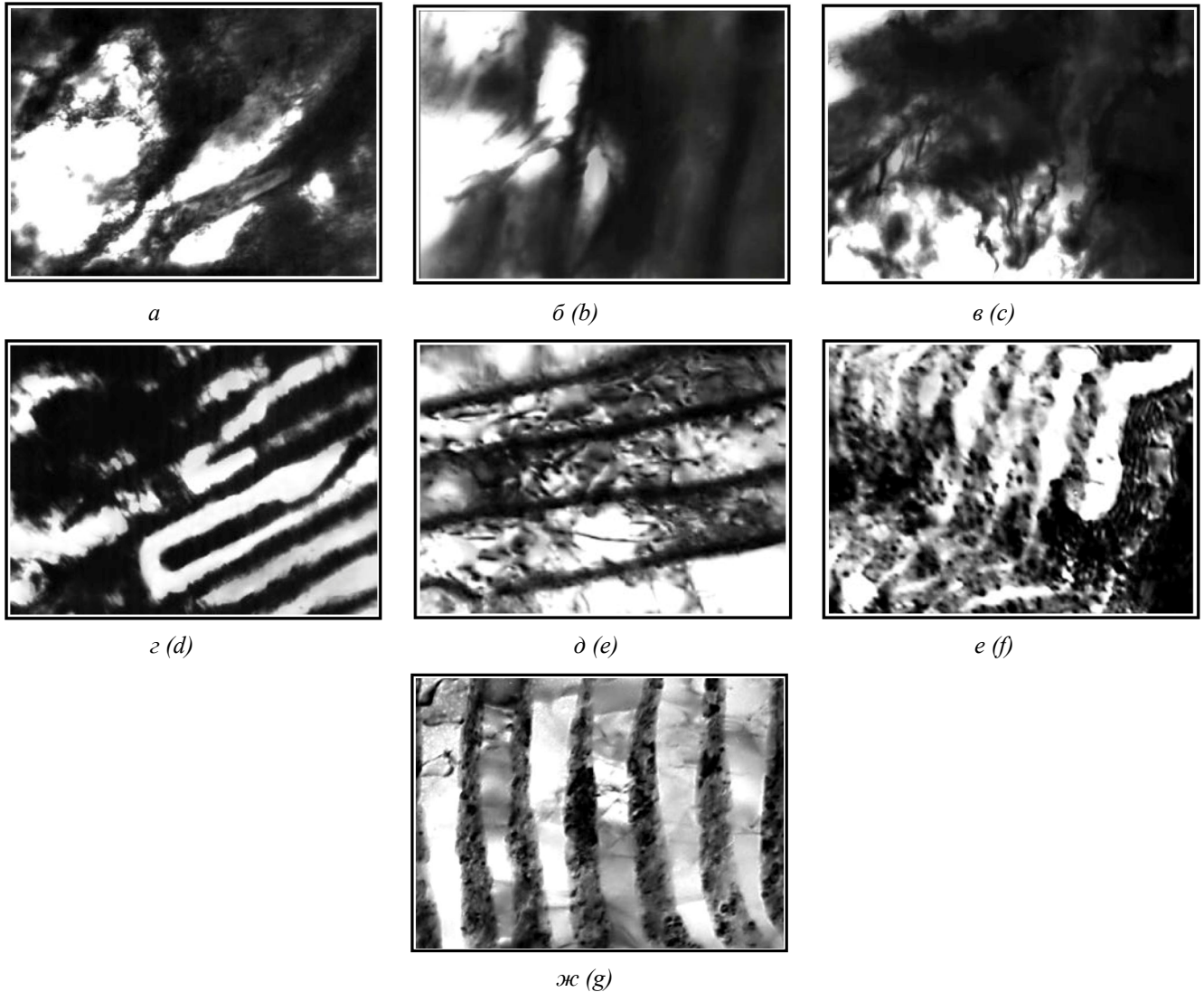


Рис. 1. Дислокационная субструктура горячедеформированного бунтового проката диаметром 11,0 мм: а, б ($\times 50\ 000$), в, г ($\times 40\ 000$) – сталь 85; д ($\times 40\ 000$), е–ж ($\times 45\ 000$) – сталь 85P / Fig. 1. The dislocation substructure of hot-strain rolled steel diameter 11,0 mm: а, б ($\times 50\ 000$), в, г ($\times 40\ 000$) – steel 85; д ($\times 40\ 000$), е–ж ($\times 45\ 000$) – steel 85P

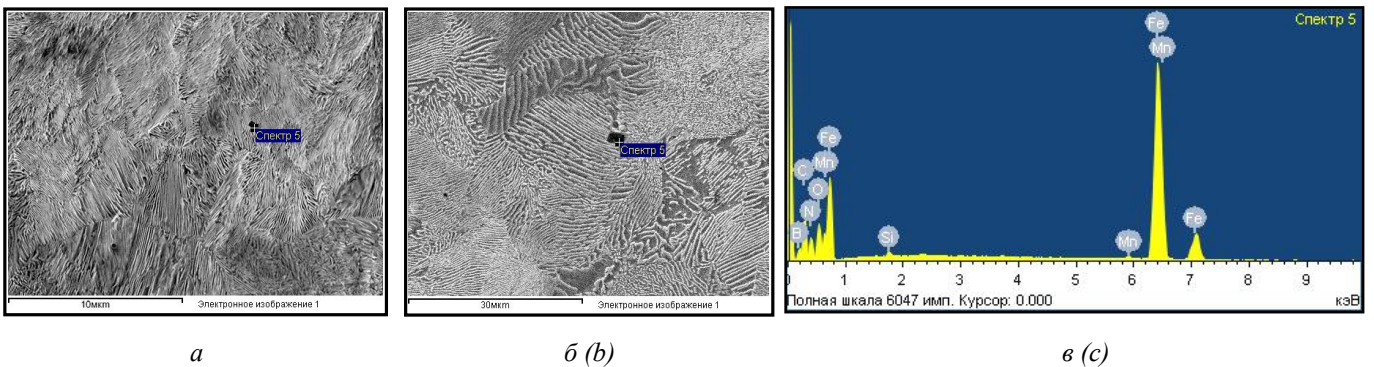


Рис. 2. Идентификация нитрида бора в перлитной структуре бунтового проката из стали марки 85P: а, б – соединение BN; в – микрорентгеновский спектр включения BN / Fig. 2. Identification of boron nitride in the pearlite structure rolled steel 85 R: а, б – compound BN; в – mikrore X-ray spectrum of inclusion BN

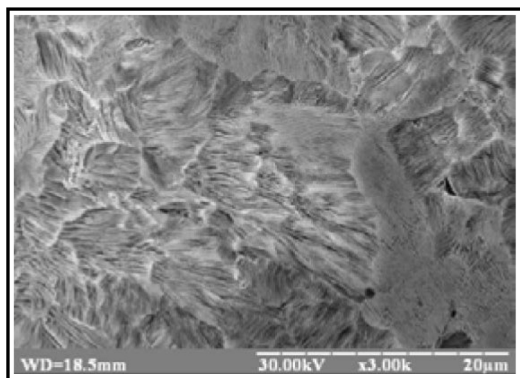
В то же время указанные атмосферы, а также дисперсные выделения карбидов, боридов, нитридов и сложных комплексных соединений могут возникать в процессе перестройки дислокационной субструктуры при термопластической деформации [9; 10], что вызывает стабилизацию регулярных дислокационных построений, а указанные выделения наследуются перлитной структурой.

На рисунке 3 представлена микроструктура перлита в горячедеформированных сталях 85 и 85P. Следует отметить, что перлит в стали с бором отличается большей степенью дисперсности.

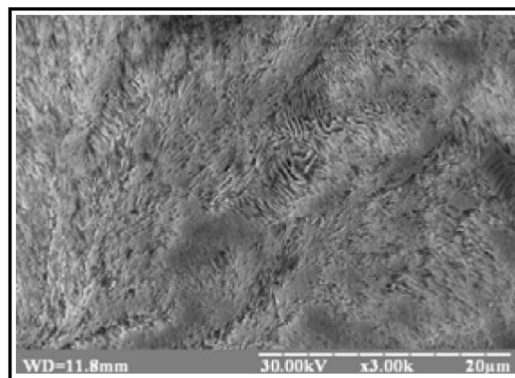
Детальный анализ микроструктуры стали 85P после замедленного охлаждения $\sim 2...3$ °C/с выявил участки перлитных колоний, характер которых позволяет утверждать, что в верхней области

субкритических температур (вблизи линии A_{c1}) перлитное превращение начинается от аустенитных границ с образования грубопластинчатого перлита (рис. 4). Процесс перлитного превращения в этом случае происходит последовательно, чем объясняется сравнительно большой временной интервал такого превращения именно в области верхних субкритических температур.

На основании обобщения известных научных положений, а также проведенных исследований, связанных с изучением особенностей формирования микроструктуры, дислокационной субструктуры и влияния микролегирования высокоуглеродистой стали бором, представляется возможным предложить модель образования пластинчатого перлита, которая в схематическом виде приведена на рисунке 5.

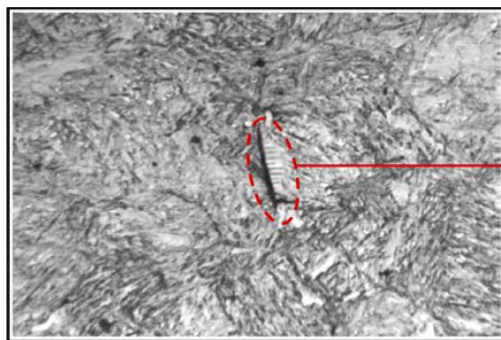


a

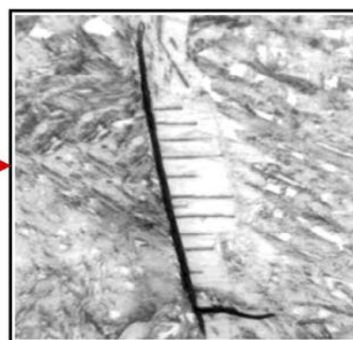


б (b)

Рис. 3. Микроструктура перлита в горячедеформированном бунтовом прокате: а – сталь 85; б – сталь 85P /
Fig. 2. Microstructure of pearlite in the hot-strain rolled steel: a – steel 85; b – steel 85R



a



б (b)

Рис. 4. Участки перлитных колоний грубопластинчатого перлита в стали 85P: а – $\times 500$; б – $\times 1700$ /
Fig. 4. Lots of pearlite colonies large lamellar pearlite in steel 85R: a – $\times 500$; b – $\times 1700$

Предложенная модель основана на следующих положениях. В процессе непрерывного охлаждения аустенита происходит термопластическая деформация, в результате чего в субструктуре аустенита образуются не только полигональные стенки, сформированные дислокациями одного знака или разных знаков [7; 8], но также происходят перестройки дислокаций в стенках деформированной ячеистой субструктуры. Иными словами, происходит преобразование дислокационных стенок ячеек, сформированных при горячей деформации, в

результате полигонизационных процессов. Упругое взаимодействие дислокаций с атомами углерода, бора, азота (образование атмосфер Коттрелла) и их комплексных соединений обеспечивает моментальное образование плоских зародышей цементита и феррита, т. е. формируется продольный фронт перлитной колонии.

При этом расстояния между трансформированными дислокационными стенками определяют межпластиночное расстояние в будущей колонии перлита. Важную роль для стабилизации

дислокационных стенок играет взаимодействие дислокаций с атомами внедрения (углеродом, бором, азотом). Превращение аустенита в перлит происходит вследствие образования на пластинах цементита зародышей феррита и последующего раздельного роста этих фаз за счет аустенита, граничащего с близлежащими ферритными зародышами. Рост цементитных и ферритных пластин происходит за счет диффузии углерода от аустенита к цементиту через ферритную пластину.

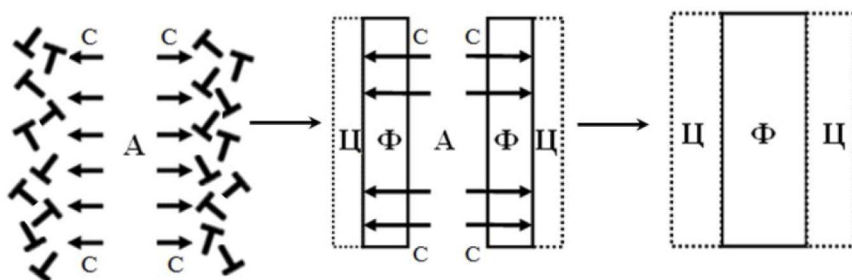


Рис. 5. Схема модели образования пластинчатого перлита и роль ячеистой субструктуры при термопластической деформации: А – аустенит; Ф – феррит; Ц – цементит; С – углерод / The circuit model of formation of lamellar pearlite and the role of cellular substructure during thermoplastic deformation: А – austenite; Ф – ferrite; Ц – cementite; С – carbon

Представленная модель по своей природе является дислокационно-диффузионной, она включает известные в настоящий момент научные положения и разъясняет причину скоротечности перлитного превращения при распаде метастабильного аустенита. В соответствии с предложенной моделью образование продольного фронта роста колонии происходит практически мгновенно (за счет преобразования дислокационных построений – стенок ячеистой субструктуры и их стабилизации), а поперечный (диффузионный) фронт развития колонии обеспечивает дальнейший рост пластин феррита и цементита. Поскольку диффузия углерода проходит одновременно по направлениям к предварительно трансформированным дислокационным стенкам (зародышам цементита), а максимальная скорость диффузии, скорость роста и зарождения центров кристаллизации при распаде аустенита соответствуют интервалу температур 560...530 °С [12], именно этими факторами объясняется скоротечность прохождения перлитного превращения при значительной степени переохлаждения в процессе непрерывного охлаждения.

Дополнительным подтверждением предложенного механизма превращения аустенита в пластинчатый перлит являются результаты работы [13], в которой механизм эвтектоидного превращения в стали объясняется перепадом концентраций углерода в переохлажденном аустените, вследствие чего возникает диффузия углерода в аустените от феррита к цементиту. При совместном росте феррита и цементита цементит оказывается изолированным от аустенита прослойкой феррита, а эвтектоидный распад

Это связано с (и объясняется) тем, что коэффициент диффузии углерода в феррите на два порядка выше, чем в аустените [11], а разность концентраций углерода в пластине феррита на границе феррит / цементит и феррит / аустенит при поперечном росте перлита превышает разность концентраций этого элемента, возникающую между фазами цементит / аустенит и феррит / аустенит при продольном росте перлита.

аустенита связан именно с диффузией углерода через ферритный слой. В работе [1] сказано о том, что Фишер установил, что самым высоким коэффициентом диффузии углерода обладает именно феррит, в результате чего основной диффузионный поток атомов углерода протекает в α -фазе от фронта раздела аустенит / феррит к границе феррит / цементит.

Выводы

1. Получила дальнейшее развитие модель образования перлита в высокоуглеродистых сталях, которая предопределяет генезис формирования его пластинчатой морфологии.

2. Показана роль дислокационной субструктуры, определяющей характер полигонизационных перестроек в стенках ячеек горячедеформированного аустенита, а также взаимодействие дислокаций с атомами внедрения и их комплексными соединениями, что определяет скоротечность протекания перлитного превращения.

3. Методами металлографического анализа подтверждено образование соединения VN и влияние атомов бора на особенности структурообразования в сталях перлитного класса.

4. Полученные результаты свидетельствуют о том, что при рациональном выборе химического состава стали и режимов деформационно-термической обработки представляется возможным осуществлять контролируемое управление процессами структурообразования в бунтовом прокате из высокоуглеродистых сталей для достижения требуемого класса прочности металла в потоке непрерывного проволочного стана.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Термомеханическая обработка стали : монография / [М. Л. Бернштейн, В. А. Займовский, Л. М. Капуткина]. – Москва: Металлургия, 1983. – 480 с.
2. Большаков В. И. Диффузионные модели превращения аустенита в углеродистых сталях / В. И. Большаков, С. В. Бобырь // Вісник Придніпровської державної академії будівництва та архітектури. – 2015. – № 7–8 (209). – С. 22–30.
3. Металлография : монография / [К. П. Бунин, А. А. Баранов]. – Москва : Металлургия, 1970. – 256 с.
4. Бунин К. П. О зарождении и строении перлита / К. П. Бунин, Ю. К. Бунина, В. И. Мазур // МиТОМ. – Москва : Металлургия, 1971. – № 10. – С. 6–7.
5. Гольдшмидт Х. Д. Сплавы внедрения : монография / Х. Д. Гольдшмидт. – Москва : Мир, 1971. – 888 с.
6. Деформация металлических материалов : монография / [С. И. Губенко, В. В. Парусов]. – Днепропетровск : Арт-пресс, 2006. – 316 с.
7. К вопросу о дислокационно-диффузионном генезисе пластинчатого перлита в высокоуглеродистом бунтовом прокате / Э. В. Парусов, С. И. Губенко, А. Б. Сычков [и др.] // Строительство, материаловедение, машиностроение. – 2016. – Вып. 89. – С. 137–143.
8. Кононенко Ю. И. О кинетике формирования пластинчатых ферритно-цементитных структур при распаде переохлажденного аустенита / Ю. И. Кононенко, В. Е. Ольшанецкий // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2010. – № 2. – С. 37–44.
9. Литвиненко Д. А. Холоднокатаная нестаряющаяся сталь : монография / Д. А. Литвиненко – Москва : Металлургия, 1968. – 168 с.
10. Перлит в углеродистых сталях : монография / [В. М. Счастливцев, Д. А. Мирзаев, И. Л. Яковлева и др.]. – Екатеринбург. : УрО РАН, 2006. – 311 с.
11. Борисенко А. Ю. Схемы и механизмы формирования ферритно-перлитной структуры колесных сталей после кристаллизации, термической обработки и горячей пластической деформации / А. Ю. Борисенко, А. А. Кононенко, А. И. Бабаченко [и др.] // Металознавство та термічна обробка металів. – 2010. – № 2 (49). – С. 62–75.
12. Тушинский Л. И. Теория и технология упрочнения металлических сплавов : монография / Л. И. Тушинский. – Новосибирск : Наука, 1990. – 306 с.
13. Энтин Р. И. Превращения аустенита в стали : монография / Р. И. Энтин. – Москва : Металлургиздат, 1960. – 252 с.

REFERENCES

1. Bernshtein M.L., Zaimovsky V.A. and Kaputkina L.M. *Termomechanicheskaja obrabotka stali* [Thermomechanical processing of steel]. Moscow : Metallurgy Publ., 1983, 480 p. (in Russian).
2. Bolshakov V.I. and Bobyr S.V. *Diffuzionnye modeli prevrascheniya austenita v uglerodistykh stalyakh* [Diffusion model of austenite transformation in carbon steels]. *Vestnik Pridneprovskoy gosudarstvennoy akademii stroitelstva i arkhitektury* [Bulletin of the Dnieper State Academy of Construction and Architecture]. 2015, no. 7–8 (209), pp. 22–30 (in Ukrainian).
3. Bunin K.P. and Baronov A.A. *Metallografija* [Metallography]. Moscow : Metallurgy Publ., 1970, 256 p. (in Russian).
4. Bunin K.P., Bunina Yu.K. and Mazur V.I. *O zarozhdenii i stroenii perlita* [About the origin and structure of pearlite]. *Metallovedenie i termicheskaja obrabotka metallov* [Metal science and heat treatment of metals]. Moscow : Metallurgy Publ., 1971, no. 10, pp. 6–7 (in Russian).
5. Goldshmidt Kh.D. *Splavy vnedreniya* [Introduction alloys]. Moscow : Mir Publ., 1971, 888 p. (in Russian).
6. Gubenko S.I. and Parusov V.V. *Deformatsiya metallicheskih materialov* [Deformation of metallic materials]. Dnipropetrovsk : Art-press Publ., 2006, 316 p. (in Ukrainian).
7. Parusov V.V., Gubenko S.I., Sychkov A.B., Chuiko I.N. and Sahura L.V. *K voprosu o dislokatsionno-diffuzionnom genезise plastinchatogo perlita v vysokouglerodistom buntovom prokate* [On the matter of dislocation-diffusion genesis of lamellar pearlite in high-carbon coil-rod mill products]. *Stroitelstvo, materialovedenie, mashinostroenie* [Construction, materials science, mechanical engineering]. 2016, no. 89, pp. 137–143. (in Ukrainian).
8. Kononenko Yu.I. and Olshanetskiy V.E. *O kinetike formirovaniya plastinchatykh ferrito-tsementitnykh struktur pri raspade pereokhlazhdennogo austenita* [On the kinetics of formation of lamellar ferrite-cementite structure in the decay of supercooled austenite]. *Novye materialy i tekhnologii v metalurgii i mashinostroenii* [New materials and technologies in metallurgy and machine building]. 2010, no. 2, pp. 37–44. (in Ukrainian).
9. Litvinenko D.A. *Kholodnokatanaya nestareyuschaya stal'* [Cold-rolled steel ageless]. Moscow : Metallurgy Publ, 1968, 168 p. (in Russian).
10. Schastlivtsev V.M., Mirzaev D.A. and Yakovleva I.L. *Perlit v uglerodistykh stalyah* [Pearlite in carbon steels]. Yekaterinburg : Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, 2006, 311 p. (in Russian).
11. Borisenko A.Yu., Kononenko A.A. and Babachenko A.I. *Skhemy i mekhanizmy formirovaniya ferrito-perlitnoy struktury kolesnykh staley posle kristallizatsii, termicheskoy obrabotki i goryachey plasticheskoy deformatsii* [Schemes and mechanisms of formation of ferrite-pearlite structure of wheel steel after crystallization heat treatment, and hot plastic deformation]. *Metallovedenie i termicheskaja obrabotka metallov* [Metal science and heat treatment of metals]. Moscow : Metallurgy Publ., 2010, no. 2 (49), pp. 62–75. (in Russian).
12. Tushinskiy L.I. *Teorija i tekhnologija uprochneniya metallicheskih splavov* [Theory and technology of work-hardening of metallic alloys]. Novosibirsk : Science Publ., 1990, 306 p. (in Russian).
13. Entin I. *Prevrashcheniya austenita v stali* [Converting of austenite into steel]. Moscow : Metallurgizdat Publ., 1960, 252 p. (in Russian).

Статья рекомендована к публикации д-ром техн. наук, с. н. с. А. И. Бабаченко (Украина); д-ром техн. наук, проф. Д. В. Лаухиним (Украина).

Поступила в редколлегию 15.06.2016

Принята к печати 16.06.2016

УДК 669-151.64

ВЛИЯНИЕ НАГРЕВА В МЕЖКРИТИЧЕСКИЙ ИНТЕРВАЛ ТЕМПЕРАТУР НА ФАЗОВО-СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

ТКАЧ Т. В., *м. н. с.*

Кафедра металловедения и термической обработки металлов, Государственное высшее учебное заведение “Приднепровская государственная академия строительства и архитектуры”, ул. Чернышевского, 24-а, Днепр, 49600, Украина, тел. +38 (0562) 47-39-56, e-mail: mom@mail.pgasa.dp.ua, ORCID ID: 0000-0002-0757-2277

Аннотация. Постановка проблемы. Широко используемый толстолистовой прокат из низкоуглеродистых сталей не в полной мере соответствует предъявляемым к нему требованиям по механическим свойствам. Это обуславливает необходимость применения дополнительных термообработок, повышающих недостаточно высокие показатели вязкости, получаемые при случайных отклонениях от штатной технологии. Используются методы: количественной и качественной световой металлографии, электронной микроскопии. **Цель работы** – разработать режим термообработки, позволяющий повысить или исправить низкий комплекс механических свойств на основе анализа влияния параметров нагрева в межкритическом интервале температур на структуру и свойства низкоуглеродистых низколегированных сталей. **Результаты.** Исследовано влияние термических обработок по различным режимам нагревов в интервале $A_{c1}...A_{c3}$ на фазово-структурные превращения в сталях 09Г2С и 10Г2ФБ. Предложен режим температурной обработки: нагрев до температур 820...770 °С, выдержка 1 час с последующим охлаждением, позволяющий повысить механические свойства листов после контролируемой прокатки за счет формирования структуры с содержанием до 45 % феррита со сверхмелким зерном (до 1 мкм). **Практическая значимость.** На основании анализа результатов исследований предложен режим, позволяющий повышать или исправлять «выпады», в частности, по пластическим свойствам, полученным при случайных отклонениях в процессе контролируемой прокатки.

Ключевые слова: низкоуглеродистые низколегированные стали; толстолистовой прокат; термическая обработка; межкритический интервал температур; микроструктура; сверхмелкое зерно

ВПЛИВ НАГРІВУ В МІЖКРИТИЧНИЙ ІНТЕРВАЛІ ТЕМПЕРАТУР НА ФАЗОВО-СТРУКТУРНІ ПЕРЕТВОРЕННЯ ТА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВИХ СТАЛЕЙ

ТКАЧ Т. В., *м. н. с.*

Кафедра матеріалознавства та обробки матеріалів, Державний вищий навчальний заклад “Придніпровська державна академія будівництва та архітектури”, вул. Чернишевського, 24-а, Дніпро, 49600, Україна, тел. +38 (0562) 47-39-56, e-mail: mom@mail.pgasa.dp.ua, ORCID ID: 0000-0002-0757-2277

Анотація. Постановка проблеми. Широко використовуваний товстолистовий прокат з низьковуглецевих сталей не повною мірою відповідає висунутим до нього вимогам щодо механічних властивостей. Це зумовлює необхідність застосування додаткових термообробок, що підвищують недостатньо високі показники в'язкості, одержувані у разі випадкових відхилень від штатної технології. **Методика.** Використано методи кількісної та якісної світлової металографії, електронної микроскопії. **Мета роботи** – розробити режим термообробки, що дозволяє підвищити або виправити низький комплекс механічних властивостей на основі аналізу впливу параметрів нагріву в міжкритичному інтервалі температур на структуру і властивості низьковуглецевих низколегованих сталей. **Результати.** Досліджено вплив термічних обробок за різними режимами нагріву в інтервалі $A_{c1}...A_{c3}$ температур на фазово-структурні перетворення в сталях 09Г2С і 10Г2ФБ. Запропоновано режим температурної обробки: нагрів до температур 820...770 °С, витримка 1 годину з подальшим охолодженням, що дозволяє підвищити механічні властивості листів після контрольованої прокатки за рахунок формування структури з вмістом до 45 % фериту з наддрібним зерном (до 1 мкм). **Практична значимість.** На підставі аналізу результатів досліджень запропоновано режим, що дозволяє підвищувати або виправляти «випади», зокрема, за пластичними властивостями, отриманими у разі випадкових відхилень у процесі контрольованої прокатки.