

СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ

УДК 669.15-194.56

ВЛИЯНИЕ ТЕРМОКИНЕТИЧЕСКИХ УСЛОВИЙ ПРЕВРАЩЕНИЯ АУСТЕНИТА НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ ЛИСТОВОГО ПРОКАТА ИЗ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

© 2024 г. Ю. В. Хлебникова^а*, И. Л. Яковлева^а, Л. Ю. Егорова^а, Т. Р. Суаридзе^а,
Н. Л. Черненко^а, В. В. Рябов^б, С. В. Коротовская^б, Е. И. Хлусова^б

^аИнститут физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН, ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург, 620108 Россия

^бНИЦ “Курчатовский институт” – ЦНИИ КМ “Прометей”, ул. Шпалерная, 49, Санкт-Петербург, 191015 Россия

*e-mail: yulia_kh@imp.uran.ru

Поступила в редакцию 13.12.2023 г.

После доработки 27.02.2024 г.

Принята к публикации 07.03.2024 г.

Исследована структура и механические свойства листового проката толщиной 40 мм из низкоуглеродистой низколегированной стали, подвергнутой термомеханической обработке по различным режимам. Установлены структурные факторы, влияющие на получение высоких механических свойств. Показано, что комплексная обработка, включающая закалку с прокатного нагрева и высокотемпературный отпуск с последующим дополнительным циклом закалки и отпуска, приводит к формированию однородной по сечению листового проката фрагментированной бейнитной структуры с дисперсными карбидами ниобия и цементитного типа. Такая структура обеспечивает предел текучести не менее 630 МПа в сочетании с высокими значениями работы удара при отрицательных температурах и уровне пластичности $\delta \approx 20\%$.

Ключевые слова: низкоуглеродистая сталь, листовый прокат, закалка с прокатного нагрева, отпуск, структура, речный бейнит, цементит, карбиды ниобия, предел текучести, работа удара

DOI: 10.31857/S0015323024060104, **EDN:** WQKUNM

ВВЕДЕНИЕ

В последнее десятилетие при производстве изделий для нефтегазовой и строительной отрасли, в тяжелом машиностроении и судостроении применяются низкоуглеродистые экономнолегированные стали. Ответственные элементы крупномасштабных сварных конструкций с высокой эксплуатационной надежностью, работающие в сложных напряженных состояниях, а также при экстремально низких температурах в акватории Северного Ледовитого океана, должны быть изготовлены из сталей, обладающих оптимальным сочетанием прочности, пластичности, коррозионной стойкости, хладостойкости и свариваемости. Поскольку одним из основных требований к изделиям из таких сталей является хорошая свариваемость, то существует необходимость в ограничении углеродного эквивалента стали и, соответственно, снижении содержания углерода, которое, в свою очередь, ведет к снижению прочностных характеристик стали. Поэтому основным способом производства хла-

достойких свариваемых сталей является термомеханическая обработка (ТМО), позволяющая эффективно упрочнить сталь и одновременно повысить ударную вязкость [1].

Наибольшее распространение при производстве листового проката из низкоуглеродистой легированной стали получил технологический цикл, включающий закалку с прокатного нагрева (ЗПН) с последующей термообработкой по различным режимам, как правило включающим высокотемпературный отпуск.

Совершенствование технологии производства листового проката из низкоуглеродистых сталей для улучшения технологических и механических характеристик предусматривает в первую очередь получение новых знаний о фазовых и структурных превращениях, протекающих в разных термо-кинетических условиях $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения. Так, авторы [2], анализируя изменения структуры в зависимости от режимов термоулучшения листового проката стали марки 09ХГН2МД с пределом текучести не ме-

нее 690 МПа, установили особенности карбидообразования при высоком отпуске, влияющие на уровень механических свойств. Влияние микролегирования на фазовые превращения и структуру низкоуглеродистых сталей рассмотрено в работах [3–8]. В частности, в работе [3] было показано, что ниобий в низкоуглеродистых сталях категорий прочности (КП) 420, 620, 690, 750 и 890 независимо от общего уровня легирования существенно замедляет рекристаллизацию во всем температурном диапазоне горячей прокатки. Неоднозначное влияние ванадия и ниобия на кинетику $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения отмечалось в работах [4–7]. В работе [8] показано, что снижение содержания хрома до 0.42% оказывает благоприятное влияние на хладостойкость и трещиностойкость низкоуглеродистых сталей. Получению высоких значений ударной вязкости при снижении температуры $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения способствует формирование ультрамелкозернистой структуры [9–14]. В монографиях [15, 16] обобщены и проанализированы структуры и свойства свариваемых трубных низкоуглеродистых сталей, формирующиеся в процессе термомеханической обработки.

Предметом обсуждения в работах [17–19] являются вопросы коррозионной стойкости низкоуглеродистых сталей. В работах [20, 21] проведено моделирование роста аустенитного зерна в низколегированных сталях при аустенитизации, в [22, 23] установлена взаимосвязь между формирующейся в ходе термомеханической обработки структурой стали и уровнем механических свойств. Было выяснено, что в низкоуглеродистых низколегированных сталях выделение карбидной фазы по границам α -кристаллов или в теле кристаллов не позволяет интерпретировать бейнит как верхний, образующийся в области высоких температур $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения,

или нижний, образующийся в области низких температур. Неоднозначные данные о влиянии дополнительной термообработки после ЗПН на структурно-фазовое состояние и свойства низкоуглеродистой стали делают необходимым проведение дополнительных исследований.

Цель настоящей работы – анализ влияния технологии изготовления листового проката из низкоуглеродистой стали марки 09ХН2МБ на ее структуру и механические свойства.

МЕТОДИКА

Исследовали промышленный листовой прокат толщиной 40 мм из низкоуглеродистой стали марки 09ХН2МБ. Содержание основных легирующих элементов (исключая серу, фосфор, мышьяк, азот, бор и олово, содержание которых составляет тысячные и десятитысячные доли процента) представлено в табл. 1.

Исследована структура листового проката после обработки по четырем различным схемам. Два листа после ЗПН по двум режимам без дополнительной обработки (№ 1 и № 2), один лист после ЗПН и высокого отпуска (ЗПН+О, № 3) и один лист после ЗПН и комплексной обработки, включающий высокий отпуск и последующую повторную закалку с высоким отпуском (ЗПН+О+З+О, № 4). Все механические испытания проведены в “НИЦ Курчатовский институт – ЦНИИ КМ Прометей”, полученные характеристики представлены в табл. 2.

Образцы для электронно-микроскопического исследования вырезали из приповерхностного слоя и центральной части листа, плоскость поверхности фольги во всех случаях была параллельно поверхности листа.

Электронно-микроскопическое исследование тонких фольг на просвет выполнено по стандартной методике на электронных микроскопах JEM 200-CX при ускоряющем напряжении 160 кВ и Tescan G²30 Twin при ускоряющем напряжении 300 кВ. Тонкие фольги изготовлены электролитическим способом в стандартном реактиве Ленуара. Идентификацию структурных составляющих и состава карбидной фазы прово-

Таблица 1. Основные легирующие элементы в исследуемой стали (в мас.%)

C	Si	Mn+Ni+Cu	Cr+Mo	Al	V+Nb+Ti
0.09	0.26	2.89	0.68	0.03	0.04

Таблица 2. Обработка и механические свойства листового проката

Номер листа	Обработка	Температура отпуска, °С	σ_B , МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	δ , %	ψ , %	Работа удара, KV^{-40} , Дж
№ 1	ЗПН1 (температура закалки 920°С)	–	930	860	10.5	–	93–134
№ 2	ЗПН2 (температура закалки 945°С)	–	890	750	9.5	–	109–123
№ 3	ЗПН+О	600	780	700	19.5	69	141–189
№ 4	ЗПН+О+З+О	580	710	630	20.0	73	208–247

дили на основе анализа темнопольных изображений и электронно-дифракционных картин. В ряде случаев межплоскостные расстояния, соответствующие наблюдаемым на микродифракциях рефлексам, определяли непосредственно в колонне микроскопа Tescan G²30 Twin.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В первую очередь анализировали структуру листов № 1 и № 2 после ЗПН без дополнительной термообработки, режимы ЗПН1 и ЗПН2 отличались температурой закалки: лист № 1 был закален от температуры 920°C, лист № 2 был за-

кален от температуры 945°C. Структура приповерхностного слоя исследуемых образцов приведена на рис. 1.

После ЗПН1 на поверхности листа № 1 сформировалась мартенсито-бейнитная структура в основном реечной морфологии. Для реечного мартенсита характерно сочленение реек типа “паркет”, как например, на рис. 1а. Можно отметить частичную фрагментацию реек и высокую плотность дислокаций. Темнопольное изображение на рис. 1б демонстрирует заметную разориентацию в пределах отдельной мартенситной рейки, проявляющуюся в разном контрасте по длине рейки, при этом соответствующий дан-

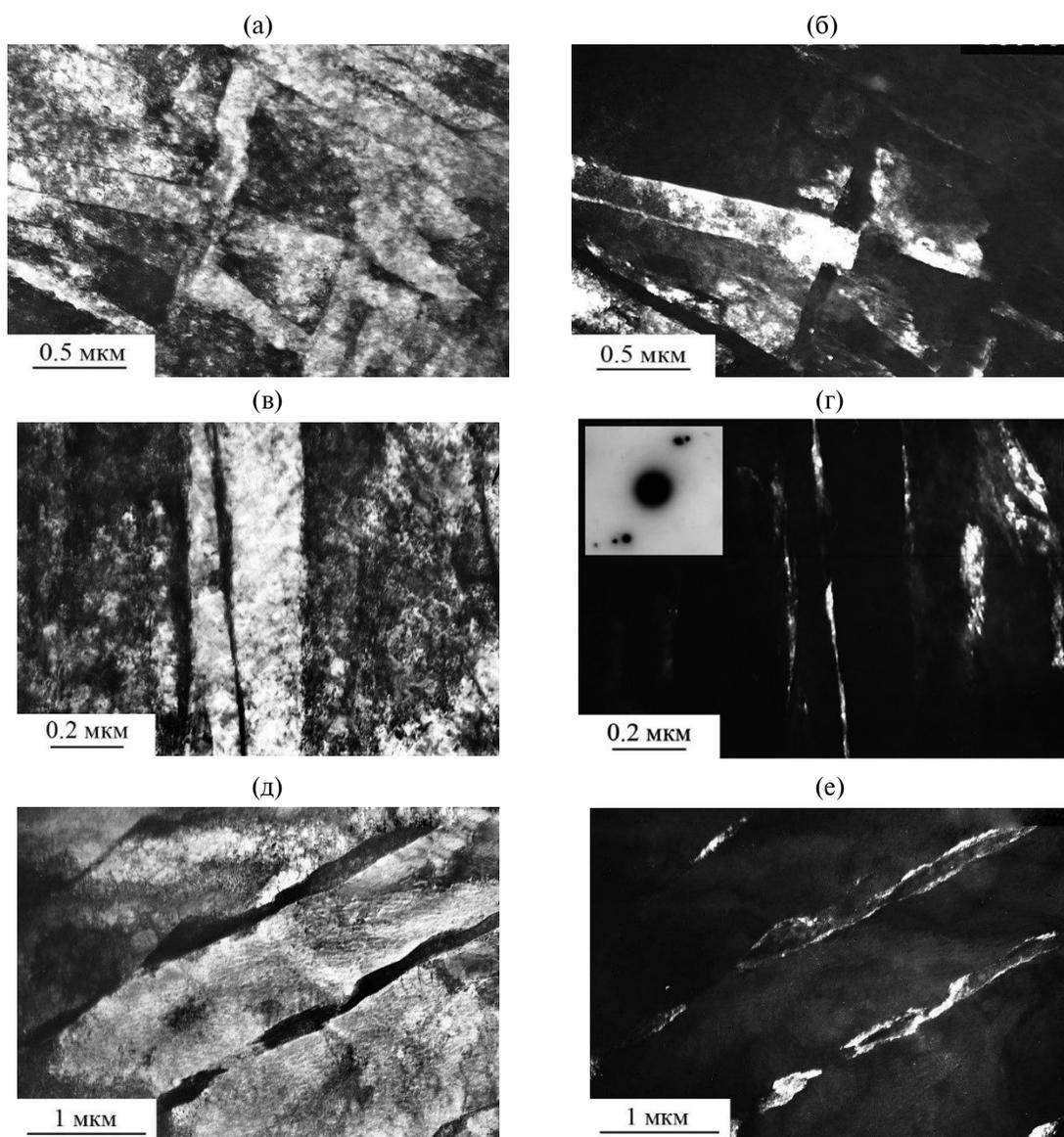


Рис. 1. Участки реечного мартенсита с прослойками остаточного аустенита в приповерхностном слое листов № 1 (а–г) и № 2 (д, е): а, в, д – светлопольные изображения; б – темнопольное изображение в совмещенном рефлексе мартенсита $g_1=121\alpha$ и аустенита $g_2=113\gamma$; г, е – темнопольные изображения в рефлексе остаточного аустенита $g=002\gamma$.

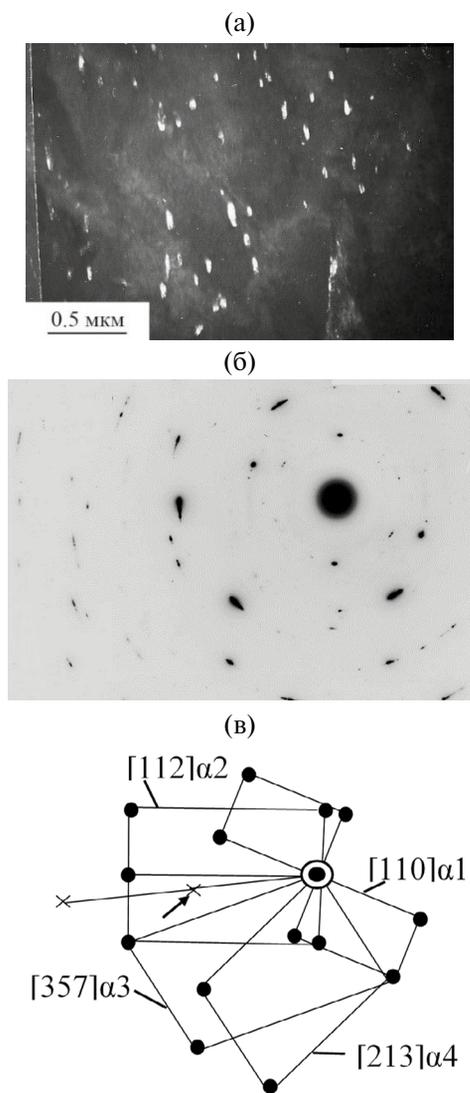


Рис. 2. Участок структуры приповерхностного слоя листа № 2 с карбидами: а – темнопольное изображение в рефлексе цементита $g=313_{Fe_3C}$; б – электронограмма; в – схема расшифровки, рефлекс $g=313_{Fe_3C}$ указан стрелкой.

ной ориентировке рефлекс на электронно-дифракционной картине “вытянут” в азимутальном направлении. Участки неречного строения (как мартенсита, так и глобулярного бейнита) составляют относительно небольшую долю, по оценке примерно 30–40 полей зрения – около 30%. На дифракционных картинах наряду с рефлексами α -фазы обнаруживаются рефлексы γ -фазы. На темнопольном изображении, полученном в рефлексе γ -фазы, в отражающем положении находятся прослойки остаточного аустенита, располагающиеся между мартенситными рейками (рис. 1в, г), толщина прослоек составляет около 30–40 нм. Фрагмент электронограммы с

рефлексами $g=111_\gamma$ и $g=110_\alpha$ на врезке к рис. 1г демонстрирует выполнение ориентационных соотношений (О.С.) Курдюмова–Закса между мартенситом и остаточным аустенитом.

Структура приповерхностного слоя листа № 2 после ЗПН2 показана на рис. 1д, е. Так же, как в листе № 1, в данном листе структура характеризуется преобладанием α -кристаллов речной морфологии и наличием прослоек остаточного аустенита. В силу наличия между аустенитом и мартенситом ориентационной связи почти всегда на темнопольных изображениях в рефлексах остаточного аустенита “подсвечивают” рейки одной из ориентаций α -фазы.

На рис. 2 представлен участок структуры приповерхностного слоя листа № 2 с группой коротких реек бейнитных кристаллов, разделенных субграницами, на которых наблюдается выделение карбидной фазы в виде равноосных и эллипсоидных частиц размером от 30 до 120 нм. Некоторые карбидные частицы имеют форму коротких пластинок со скругленными краями. Дифракционная картина и схема ее расшифровки, приведенные на рис. 2б, в, содержат рефлексы α -фазы, принадлежащие 4 ориентировкам, а также единичные карбидные рефлексы, отмеченные на схеме крестиками. Карбидная фаза идентифицирована как Fe_3C .

В структуре центральной зоны листа № 1 можно отметить небольшое увеличение доли бейнитной составляющей глобулярной морфологии по сравнению с приповерхностным слоем (рис. 3). Области неречного строения, что особенно хорошо видно на темнопольных изображениях, имеют развитую дислокационную субструктуру, унаследованную от деформированного состояния (рис. 3б, в). Такая ячеистая структура, как и фрагментированная, положительно влияет на прочностные свойства. В то же время наличие в структуре клиновидных элементов, на границах которых неизбежно возникает повышенный уровень напряжений, приводящий к зарождению трещин. Это будет способствовать снижению работы удара и пластических характеристик, если такие элементы попадают в зону надреза при механических испытаниях. Короткие рейки α -фазы в отдельных случаях содержат выделения карбидных частиц эллипсоидной формы, длина которых достигает 50–80 нм. Прослойки остаточного аустенита встречаются крайне редко.

В центральной части листа № 2 в исследуемых полях зрения областей с речной мартенситной структурой не обнаружено. Бейнит состоит из кристаллов речной и глобулярной морфологии, соотношение которых примерно одинаково (рис. 4). Рейки бейнита имеют зачастую скру-

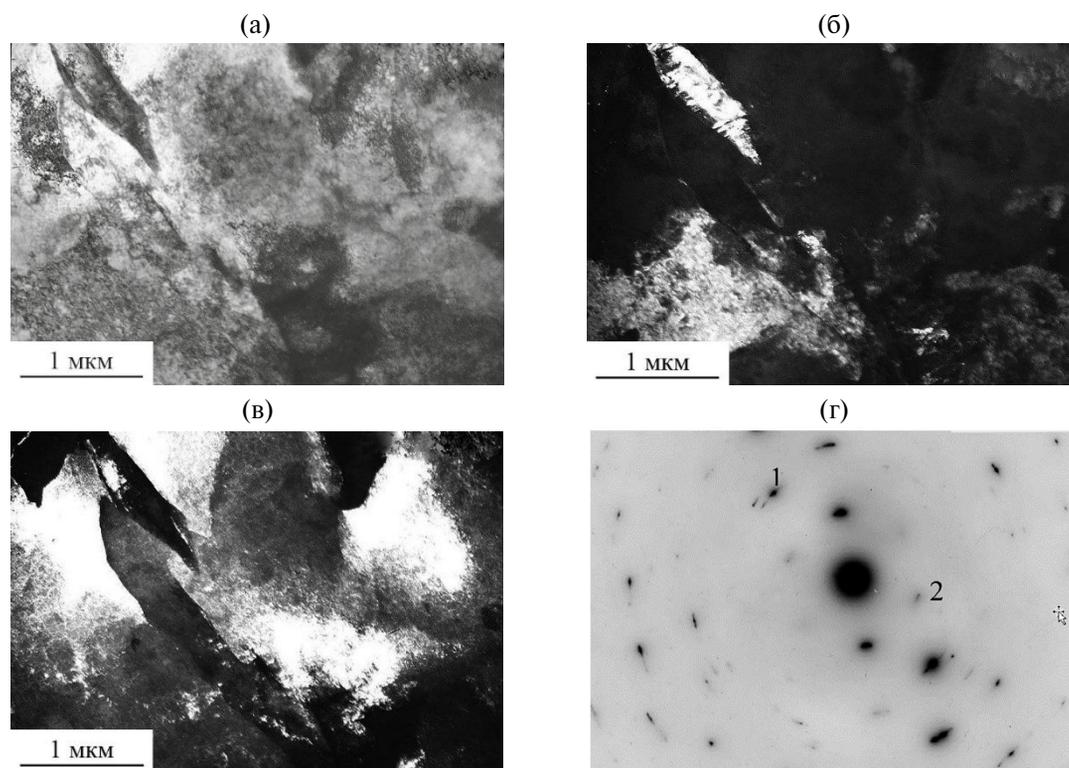


Рис. 3. Участок смешанной структуры центральной зоны листа № 1: а – светлопольное изображение; б – темнопольное изображение в рефлексе $g_1=121_\alpha$; в – темнопольное изображение в рефлексе $g_2=110_\alpha$; г – электронограмма.

ленные края, что и позволяет идентифицировать их как бейнит, а не мартенсит. Кроме того, скругленные края рек косвенно могут указывать на снижение температурного градиента при охлаждении металла центральной зоны листа по сравнению с поверхностью (рис. 4а). Бейнитные кристаллы были образованы из полигонизованного горячедеформированного аустенита, поэтому в рейках часто формируется разориентированная субструктура по типу полигонизованной (рис. 4б). Разориентировка между отдельными фрагментами составляет $3^\circ-5^\circ$.

В бейните присутствуют карбидные частицы равноосной и эллипсоидной формы. Темнопольный и электронно-дифракционный анализ свидетельствуют о реализации в большинстве проанализированных участков О.С. Багаряцкого, если исходить из параллельности плоскостей $(011)_{Fe3C} \parallel (011)_\alpha$. Все выявленные в структуре карбиды идентифицированы как цементит, карбиды другого химического состава в структуре этого листа не обнаружено.

По границе глобулярного и реечного бейнита обнаружены “островки” МА (мартенсито-аустенитной) составляющей (рис. 4в, г). Известно, что так называемая МА-составляющая формируется в структуре низкоуглеродистых сталей схожего химического состава при некоторых ре-

жимах термомеханической обработки и на оптических микрофотографиях часто выглядит, как рекристаллизованное зернышко неправильной формы [15, 24]. Считается, что МА-составляющая является продуктом распада обогащенного углеродом аустенита в структуре верхнего бейнита. Влияние этой структурной составляющей на свойства проката может быть неоднозначным, поскольку важными параметрами являются степень ее дисперсности и характер распределения в структуре. В малых количествах и в том случае, когда формируется очень дисперсная мартенсито-аустенитная структура, можно ожидать повышения прочностных свойств (положительное влияние на свойства аналогично выделению в структуре дисперсных частиц таких фаз, как например, карбиды, нитриды и т.д.). Однако известно, что большое количество МА-составляющей в структуре и ее локализация по границам зерен ведет к снижению такой важной характеристики, как ударная вязкость стали [15, 24].

Обычно маленькие островки МА-составляющей распределены между кристаллами α -фазы или покрывают поверхность бейнитных зерен. В нашем случае островки локализованы в пространствах между торцевыми краями бейнитных рек, расположенными под углом к границе гранулярного бейнита. Островки в данном сечении

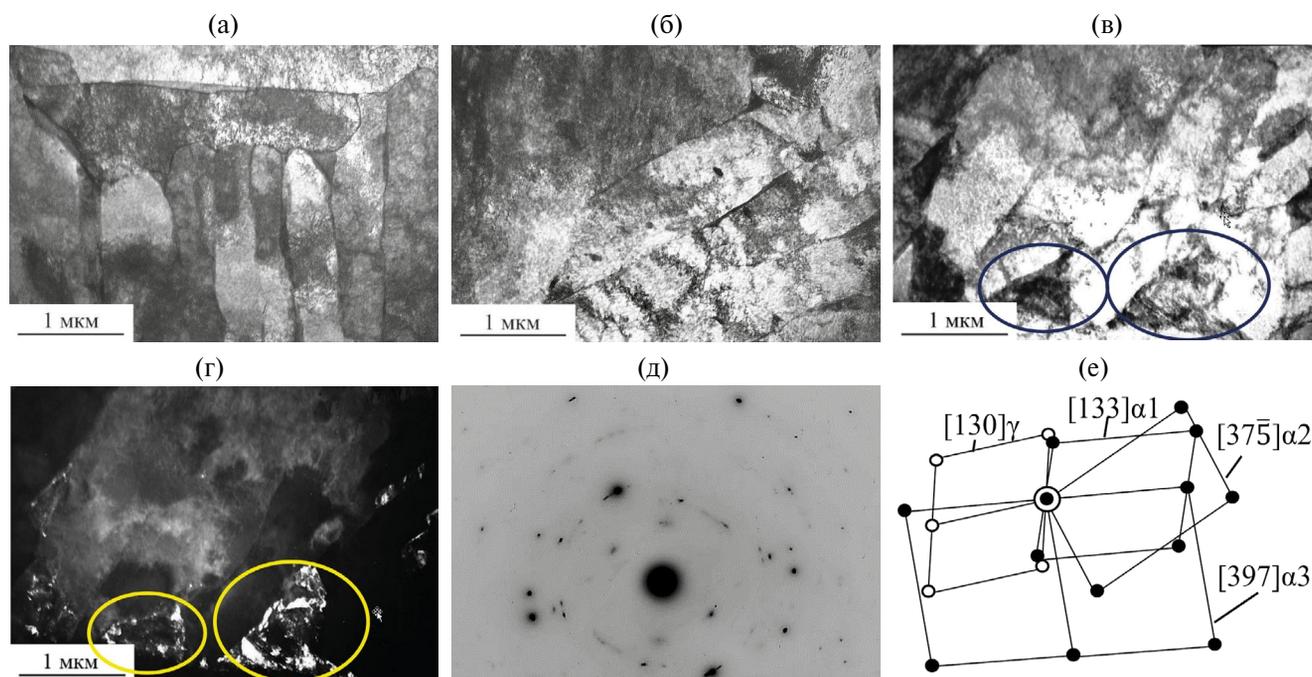


Рис. 4. Структура речного (а) и глобулярного (б) бейнита с островками МА-составляющей (в–е) в центральной зоне листа № 2: а, б, в – светлопольные изображения разных участков структуры; г – темнопольное изображение в рефлексе аустенита $g=131\gamma$; д – электронограмма с участка “в”; е – схема расшифровки.

фольги имеют треугольную, или близкую к треугольной, форму (на рис. 4в и г два таких участка выделены овалами). Мартенситные участки в МА-составляющей разделены участками остаточного аустенита, не имеющими правильной формы. Доля МА-составляющей в структуре невелика (не более 3%), но сосредоточена она вся в центральной зоне листа.

Темнопольное изображение на рис. 4г получено в аустенитном рефлексе $g=131\gamma$, этот рефлекс расположен рядом с рефлексом α -фазы $g=121\alpha$, что указывает на реализацию ориентационных соотношений Курдюмова–Закса между аустенитом и мартенситом.

Итак, при изучении структуры листового проката № 1 и № 2 установлено, что в обоих листах формируется мартенсито-бейнитная структура различной морфологии с высокой плотностью дислокаций в речной структуре. В листе № 2 субструктура α -фазы более развитая, рейки часто разбиты на субзерна, границы реек искривлены. Оба листа подвергались ЗПН, но различались температурой закалки: лист № 1 был закален от температуры 920°C , лист № 2 был закален от температуры 945°C , что привело к разному количеству сохранившегося в структуре остаточного аустенита. Лист № 1 с большим количеством остаточного аустенита в структуре, особенно в приповерхностных слоях листа, обладает чуть более высокой пластичностью и за-

метно более высокими прочностными характеристиками, чем лист № 2 (табл. 2).

Высокотемпературный отпуск после ЗПН (лист № 3) не привел к нарушению речной морфологии в структуре стали. Преобладающей структурной составляющей приповерхностного слоя является речной бейнит. Ширина бейнитных реек составляет в среднем $0.3\text{--}0.5\ \mu\text{m}$ (рис. 5). Внутри реек наблюдается неоднородная дислокационная структура, участки с разреженными сетками дислокаций чередуются с областями с высокой плотностью, иногда с поперечными субграницами. На дифракционной картине идентифицируются рефлексы α -фазы, рефлексов γ -фазы не обнаружено. Можно отметить, что доля кристаллов α -фазы речной морфологии и доля участков глобулярного бейнита примерно одинакова.

Изменение структуры центральной части листа № 3 характеризуется уменьшением доли кристаллов α -фазы речной морфологии с одновременным увеличением количества карбидов внутри кристаллов глобулярного бейнита (рис. 6). Присутствующие выделения карбидной фазы, размер которых составляет $50\text{--}100\ \text{nm}$, идентифицированы как цементит. Есть области глобулярного бейнита с вытянутыми выделениями цементита длиной до $200\text{--}300\ \text{nm}$, имеющими одно кристаллографическое направление в пределах бейнитного зерна, в то время как в от-

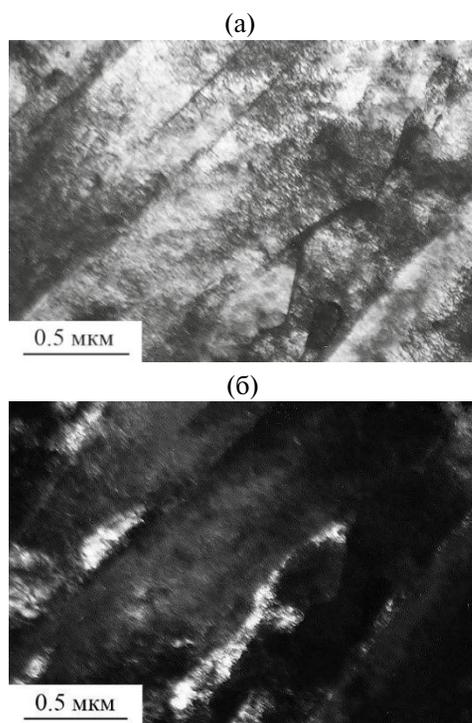


Рис. 5. Участок структуры приповерхностного слоя листа № 3 с речным бейнитом: а – светлопольное изображение; б – темнопольное изображение в рефлексе α -фазы $g=011$.

пушенном мартенсите всегда насчитывается несколько кристаллографических ориентаций выделяющихся цементитных частиц (рис. 6б).

На темнопольном изображении на рис. 6г в отражающем положении находятся частицы цементита, которые располагаются вдоль границы, разделяющей области гранулярного и пластинчатого бейнита. Размер частиц карбидной фазы составляет от 40 до 100 нм.

Немногочисленные мартенситные кристаллы, обнаруженные в центре листа, содержат двойники (рис. 7). Известно, что двойникованный мартенсит преимущественно образуется в участках с повышенным содержанием углерода [12]. Возможно, что в данном участке структуры на дислокациях присутствовали скопления углерода в виде атмосфер Коттрелла или выделения кластерного типа, предшествующие образованию карбидных частиц.

После сложной обработки (ЗПН+О+З+О) лист № 4 обладает наилучшим сочетанием прочностных и пластических характеристик (предел текучести – 630 МПа, относительное удлинение ~20%, работа удара KV^{40} до 247 Дж).

Структура поверхностного слоя листа № 4 представляет собой смесь речного мартенсита, его доля составляет 10–15%, и бейнита разных морфологических типов с долей глобулярного

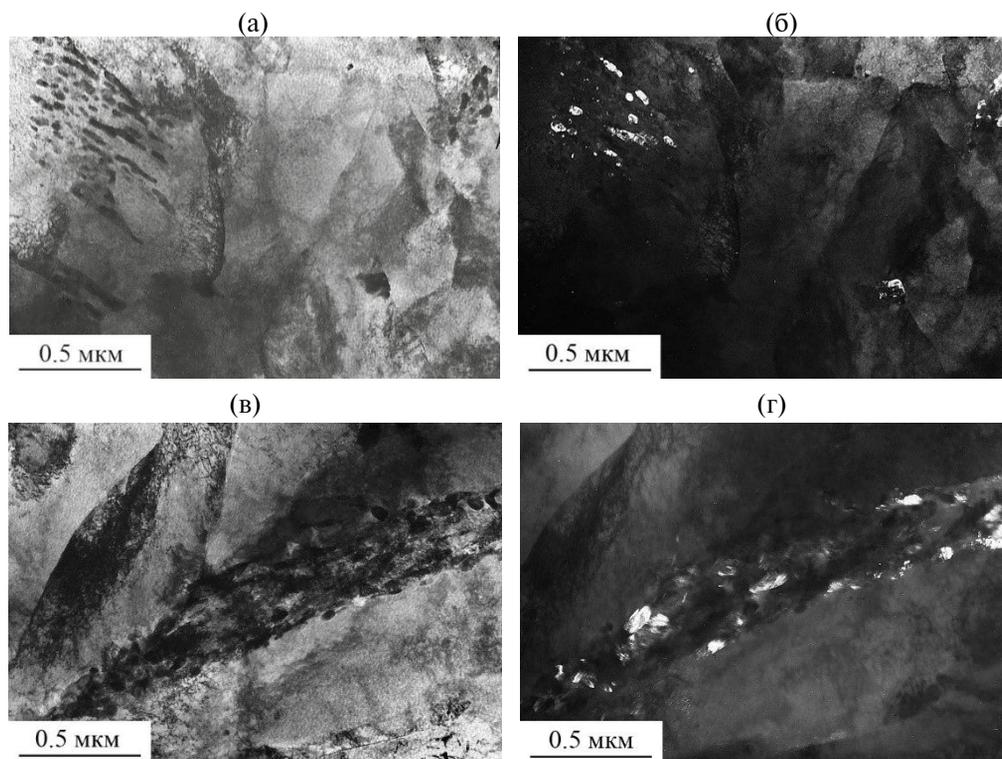


Рис. 6. Структура глобулярного бейнита (а, б) и бейнита различной морфологии (в, г) в центральной зоне листа № 3: а, в – светлопольные изображения; б, г – темнопольные изображения в рефлексах цементита.

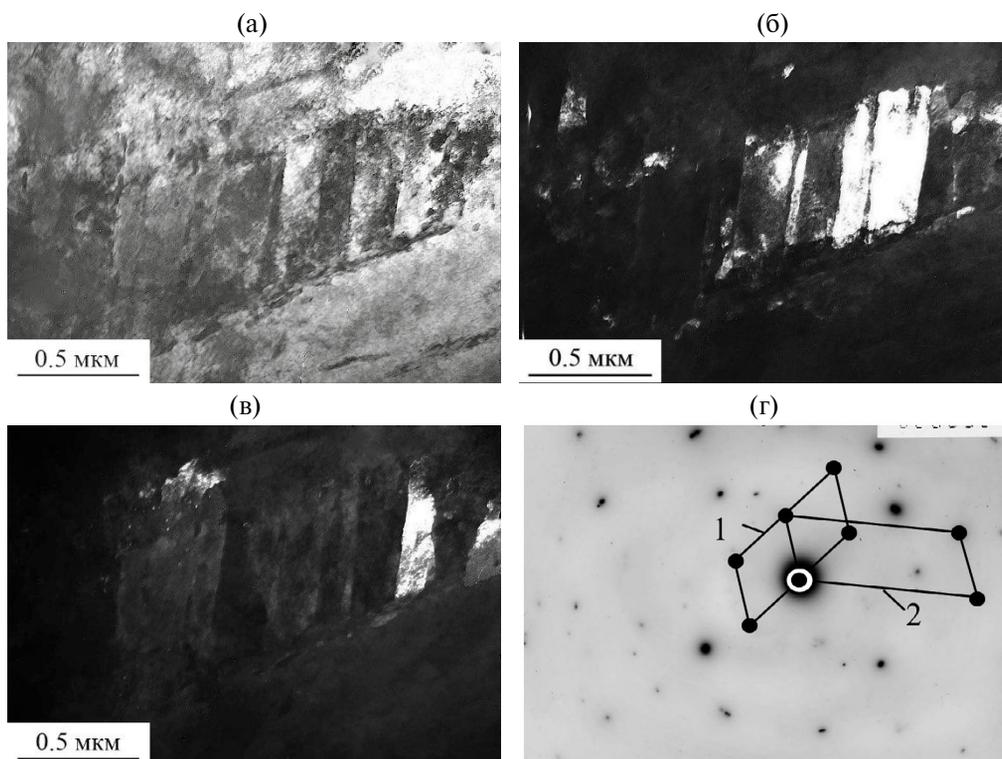


Рис. 7. Двойникование в мартенситном кристалле центральной зоны листа № 3: а – светлопольное изображение; б, в – темнопольные изображения в рефлексах α -фазы матрицы и двойника; г – электронограмма, основные оси зон 1 – $[111]\alpha$, 2 – $[115]\alpha$.

около 15% (рис. 8). Соотношение долей структурных составляющих оценивали визуально по результатам просмотра большого числа полей, обычно более 30. Рейки α -фазы более дисперсные, чем в трех рассмотренных выше листах, ширина реек составляет ~ 200 нм, внутри реек наблюдается неоднородный контраст. Важным отличием в структуре данного листа от ранее описанных является наличие специальных карбидов NbC наряду с карбидными частицами цементитного типа $(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{C}$. Отметим, что для специальных карбидов, образующихся в низкоуглеродистых сталях в процессе ЗПН и последующей термообработки, необходимо иметь ввиду общий характер формулы MeX , который фактически может относиться к большой группе соединений стехиометрического (или близкого к стехиометрическому) состава, но при этом разнообразных по элементному составу. Так, атомы X, в основном являющиеся углеродом, могут частично быть замещены атомами азота. Атомы Me, наиболее часто являющиеся атомами ниобия, могут быть замещены атомами ванадия, титана, тантала, гафния и т.д., если такие элементы входят в химический состав стали. В данном случае в стали наряду с ниобием присутствуют

ванадий и титан, который могут войти в состав карбида.

На темнопольном изображении, полученном в рефлексе NbC, можно оценить расположение и размер этих частиц (рис. 8б). Видно, что они выделились как внутри, так и по границам кристаллов α -фазы, их размер составляет 30–50 нм. Следует отметить, что выделившиеся частицы цементита более крупные, чем частицы NbC и достигают 100 нм (рис. 8г). Кроме того, цементитные частицы часто имеют характерный полосчатый контраст, связанный с наличием планарных дефектов. В качестве примера на рис. 8 д показано темнопольное изображение частицы цементита с пакетом планарных дефектов. В кристаллах глобулярного бейнита наблюдается развитая субструктура. На дифракционных картинах идентифицируются рефлексы, межплоскостные расстояния для которых были определены непосредственно при просмотре фольги в колонне микроскопа и отвечают α -фазе, цементиту и карбиду ниобия (табл. 3).

В структуре центральной части листа № 4 становится более заметно преобладание бейнитной составляющей. Рейки, которые можно было бы отнести к мартенситу по соотношению длины и ширины, составляют около 5–10%. Границы

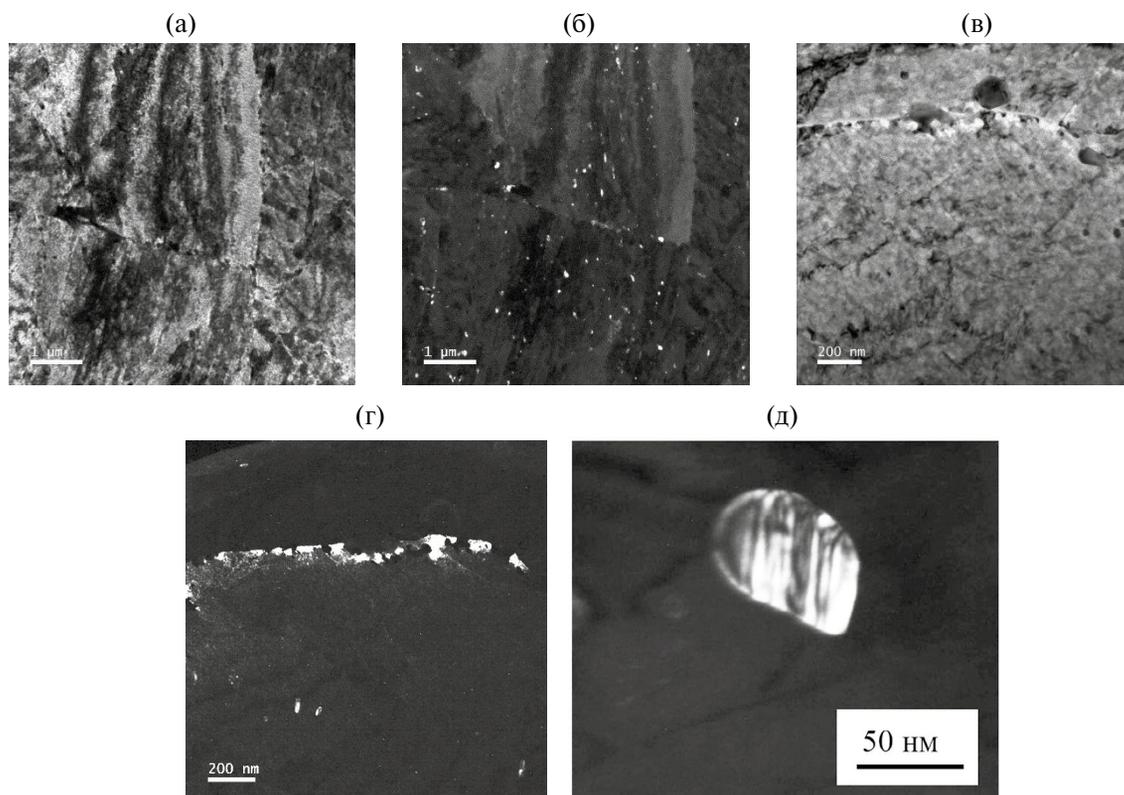


Рис. 8. Участок структуры речного (а, б) и глобулярного (в, г) бейнита в приповерхностном слое листа № 4: а, в – светлопольные изображения; б – темнопольное изображение в общем рефлексе $g=022_{NbC}$ и $g=114_{Fe_3C}$; г – темнопольное изображение в рефлексе цементита $g=103_{Fe_3C}$; д – темнопольное изображение в рефлексе цементита $g=310_{Fe_3C}$.

реек α -фазы искривлены, присутствуют дислокации, которые во многих случаях декорированы дисперсными карбидными выделениями. Выделения карбидов цементитного типа преимущественно сосредоточены по границам α -фазы. Внутри кристаллов как речного, так и глобулярного бейнита наблюдается развитая субструктура, которая проявляется неоднородным контрастом. Размер кристаллов глобулярного бейнита составляет 1–2 мкм.

Таким образом, в листе № 4 после двойного цикла закалки и отпуска сформировалась бейнитная структура различной морфологии. По сравнению с листом № 3 после ЗПН+О в данном листе наблюдается измельчение структурных элементов. Соотношение морфологических типов бейнита с преобладанием речных кристаллов, практически не изменяется по толщине листа. Наличие развитой субструктуры как в рейках, так и в участках глобулярного бейнита, обеспечивает высокие значения пластических характеристик и ударной вязкости. Выделение ультрадисперсных карбидов ниобия, происходящее преимущественно в процессе второго цик-

Таблица 3. Межплоскостные расстояния (d , нм) для наиболее часто присутствующих на электронограммах рефлексов

Рефлекс	d , нм	hkl
1	0.2700	$102Fe_3C$
2	0.2236	$002NbC$
3	0.2029	110α
4	0.1581	$022NbC$
5	0.1507	$(300, 114)Fe_3C$
6	0.1450	$310Fe_3C$
7	0.1435	002α
8	0.2011	$103Fe_3C$
9	0.1851	$122Fe_3C$
10	0.1576	$123Fe_3C$
11	0.1225	$140Fe_3C$
12	0.1212	$(313, 322)Fe_3C$
13	0.1181	$004NbC$
14	0.1171	211α
15	0.1013	$024NbC$
16	0.0912	$133NbC$
17	0.0910	013α

ла высокого отпуска, обеспечивает сохранение прочностных характеристик.

ОБСУЖДЕНИЕ ПОЛУЧЕННЫХ РЕЗУЛЬТАТОВ

Авторы работ [22, 25], проводя исследования структуры сталей 06ГНБ, 06Г2НФБ и 06Г2НД-МФБ, показали, что бейнитные кристаллы в сталях, подвергнутых ТМО, наследуют повышенную плотность дислокаций от горячедеформированного аустенита. Также важным структурным критерием, способствующим повышению прочности стали, является фрагментация структуры α -фазы, как бейнита, так и мартенсита. В исследованных листах № 1–№ 4 отмечается повышенная плотность дислокаций в бейните, извилистые границы между отдельными кристаллами, разбиение реек на фрагменты, что свидетельствует о наследовании в процессе ЗПН деформированной структуры аустенита.

Исследованная низкоуглеродистая сталь для производства хладостойкого листового проката, в состав которой входят такие легирующие элементы как марганец, хром, никель, ниобий, молибден, продемонстрировала достаточно высокие показатели предела текучести от 630 до 860 МПа. Высокая конструктивная прочность сталей определяется микроструктурой, сформировавшейся в процессе закалки с прокатного нагрева, а также при последующей термообработке. Легирующие элементы, входящие в состав стали, такие как Cr, Mo, Cu, также способствуют повышению прочностных свойств за счет твердорастворного упрочнения. Иногда часть атомов хрома может входить в состав карбидов цементитного типа. Существенный вклад в увеличение прочности обеспечивает дисперсионное упрочнение и ограничение роста зерна аустенита за счет специальных карбидов ниобия, выделение которых особенно эффективно при промежуточном бейнитном превращении.

Рассмотрим более подробно причины введения в состав стали отдельных легирующих элементов. Никель и медь способствуют повышению прочности и ударной вязкости стали. При этом содержание никеля менее 1.5% неэффективно, а содержание свыше 2.0% нецелесообразно с экономической точки зрения. Что касается меди, то может иметь место снижение ударной вязкости стали при отрицательных температурах, если содержание Cu в составе стали превышает 0.5%. Следовательно, оптимальное суммарное содержание никеля и меди должно быть в интервале от 2.0 до 2.5% [26]. В исследуемой стали содержание Ni+Cu соответствует этому

оптимальному значению. Молибден, входящий в состав стали, повышает прочность и вязкость стали, измельчая зерно. При содержании молибдена менее 0.10% упрочняющий эффект крайне мал, а величина максимального значения содержания этого элемента в низкоуглеродистой стали, как показали авторы работы [3], требует уточнения. Хром обеспечивает увеличение прочности при повышенных температурах, а также обеспечивает высокую прокаливаемость стали. Однако добавку хрома желательно снизить до 0.42%, поскольку по данным авторов [8], именно такое пороговое значение содержания хрома оказывает благоприятное влияние на хладостойкость и трещиностойкость низкоуглеродистых сталей. Учитывая вышеизложенные обстоятельства, суммарное содержание Cr и Mo в количестве 0.68% представляется оптимальным. Количество основных карбидообразующих элементов (V, Nb и Ti), в первую очередь ниобия, ограничивается относительно малым содержанием углерода.

Основные механические характеристики исследуемых образцов листового проката после всех обработок приведены в табл. 2. Видно, что листы, обработанные по режимам ЗПН1 и ЗПН2 без дополнительного отпуска, обладают наименьшими значениями относительного удлинения и работы удара. Наиболее высокие значения пластических характеристик и ударной вязкости наблюдаются у листового проката после комплексной обработки, что объясняется описанной выше структурой.

Структура всех исследованных листов бейнито-мартенситная с преобладанием кристаллов реечной морфологии, что обеспечивает величину предела текучести не менее 630 МПа. Сравнительный анализ структуры листов № 1 и № 2, обработанных по режиму ЗПН без дополнительных отпусков, продемонстрировал сохранение в структуре листа № 1 большего, по сравнению с листом № 2, количества остаточного аустенита, что привело к некоторому повышению пластических характеристик с одновременным повышением прочности. Такую разницу в сформировавшейся структуре листов № 1 и № 2 можно объяснить разной температурой закалки.

Карбидная составляющая в листах № 1 и № 3 представлена цементитом, но отличается морфологически: в листе № 1 много карбидов эллипсоидной формы и в форме коротких пластинок со скругленными краями, а в листе № 3 карбиды в основном сферической формы. Это отличие в структуре дает преимущества в пластических характеристиках, а также в более высоких значениях работы удара.

В структуре листа, обработанного по режиму ЗПН2 без дополнительного отпуска, обнаружены островки МА составляющей. Способствует ли наличие МА составляющей увеличению прочностных свойств или снижению пластических характеристик данного листа, сказать сложно ввиду малого ее количества.

Лист № 4 имеет структуру бейнита с преобладанием речных кристаллов и ~10 % речного мартенсита, при этом соотношение морфологических типов бейнита практически не изменяется по толщине листа. По сравнению с листами №№ 1–3 в листе № 4 наблюдается измельчение элементов структуры примерно в 1.5 раза, что способствует заметному увеличению пластических характеристик. Кроме того, в отличие от листа № 2, где наблюдалось выделение карбидов эллипсоидной формы протяженностью 200–300 нм, в листе № 4 все цементитные частицы имеют близкую к сферической форму, а также выделяется много дисперсных карбидов ниобия, способствующих одновременно дисперсионному упрочнению и измельчению элементов структуры. Поэтому в данном листе не только самые высокие характеристики пластичности, но и работа удара имеет более высокие значения, чем у всех остальных листов.

ВЫВОДЫ

Проведенный в работе сравнительный анализ структуры, ударной вязкости и относительно удлинения листового проката из низкоуглеродистой экономнолегированной стали после закалки с прокатного нагрева и последующей термообработки позволил сделать следующие основные выводы:

1. Выявлены особенности мартенсито-бейнитной структуры стали марки 09ХН2МБ, определяющие после закалки с прокатного нагрева высокий уровень прочности, пластичности и работы удара при отрицательных температурах. К таким особенностям можно отнести наличие прослоек остаточного аустенита в участках с речной структурной составляющей, характер распределения карбидной фазы и ее морфологию, а также химический состав выделившихся карбидов.

2. Установлено, что образцы листового проката после обработки ЗПН+О+З+О демонстрируют повышенный уровень величины работы удара, относительного удлинения и относительного сужения при сохранении необходимого уровня прочностных характеристик. Комплексная обработка, включающая дополнительный цикл закалки и отпуска, приводит к формированию бо-

лее однородной по сечению листового проката структуры, чем во всех остальных листах.

3. Повышение пластических свойств стали после комплексной термообработки по сравнению со свойствами стали после всех других режимов термообработки объясняется сочетанием развитой субструктуры, измельчением структурных элементов, а также выделением дисперсных карбидов ниобия и цементита.

Структурные исследования выполнены на электронных микроскопах JEM-200СХ и Теспаи G²30 Twin в отделе электронной микроскопии ЦКП "Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов" Института физики металлов УрО РАН.

Работа выполнена в рамках государственного задания по теме "Структура" № 122021000033-2.

Авторы данной работы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Бернштейн М.Л., Займовский В.А., Капуткина Л.М. Термомеханическая обработка стали. М.: Металлургия, 1983. 480 с.
2. Голубева М.В., Сыч О.В., Хлусова Е.И., Мотовилина Г.Д., Святышева Е.В., Рогожкин С.В., Лукьянчук А.А. Изменение структуры высокопрочной экономнолегированной стали марки 09ХГН2МД при отпуске // Вопр. материаловедения. 2018. № 1 (93). С. 15–26.
<https://doi.org/10.22349/1994-6716-2018-93-1-15-26>
3. Князюк Т.В., Новоскольцев Н.С., Хлусова Е.И., Зисман А.А. Влияние ванадия, ниобия и бора на кинетику рекристаллизации аустенита сталей различного уровня прочности в условиях горячей деформации // Вопр. материаловедения. 2023. № 1 (113). С. 5–14.
<https://doi.org/10.22349/1994-6716-2023-113-1-05-14>
4. Никитина В.Р., Пазилова У.А., Хлусова Е.И. Влияние ванадия и ниобия на фазовые превращения в хромоникельмолибденовой судостроительной стали // Вопр. материаловедения. 2023. № 2 (114). С. 15–26.
<https://doi.org/10.22349/1994-6716-2023-114-2-15-26>
5. Зисман А.А., Сошина Т.В., Хлусова Е.И. Влияние микролегирования ниобием на рекристаллизационные процессы в аустените низкоуглеродистых легированных сталей // Вопр. материаловедения. 2013. № 1 (73). С. 31–36.
6. Fernandez A.I., Uranga P., Lopez B., Rodriguez-Ibabe J.M. Dynamic recrystallization behavior covering a wide austenite grain size range in Nb and Nb-Ti microalloyed steels // Mater. Sci. Eng. 2003. № 361. P. 367–376.
7. Сыч О.В., Круглова А.А., Счастливцев В.М., Табачикова Т.И., Яковлева И.Л. Влияние ванадия на дисперсионное упрочнение при отпуске высокопрочной трубной стали с различной ис-

- ходной структурой // ФММ. 2016. Т. 117. № 12. С. 1321–1331.
8. *Коротовская С.В., Сыч О.В., Хлусова Е.И., Забавичева Е.В.* Влияние содержания хрома в низкоуглеродистых сталях бейнитно-мартенситного класса на характеристики работоспособности // Вопросы материаловедения. 2023. № 2. (114) С. 36–47. <https://doi.org/10.22349/1994-6716-2023-114-2-36-47>
 9. *Сергеев С.Н., Сафаров И.М., Жияев А.П., Галеев Р.М., Гладковский С.В., Двойников Д.А.* Влияние деформационно-термического воздействия на формирование структуры и механических свойств низкоуглеродистой конструкционной стали // ФММ. 2021. Т. 122. № 6. С. 665–672.
 10. *Зисман А.А., Сошина Т.В., Хлусова Е.И.* Построение и использование карт структурных измерений при горячей деформации аустенита низкоуглеродистой стали 09ХН2МДФ для оптимизации промышленных технологий // Вопр. материаловедения. 2013. № 1 (73). С. 37–48.
 11. *Шияев П.В., Богач Д.И., Краснов М.Л., Корнилов В.Л., Стеканов П.А., Счастливцев В.М., Яковлева И.Л., Урцев В.Н., Хабибулин Д.М., Шмаков А.В.* Механические свойства и структурное состояние листового проката из высокопрочной износостойкой свариваемой стали H500 MAG-STRONG® // Металловедение и термич. обр. металлов. 2020. Т. 11. С. 8–12.
 12. *Пышминцев И.Ю., Борякова А.Н., Смирнов М.А.* Влияние скорости охлаждения на структуру и свойства низкоуглеродистой трубной стали // Металлург. 2008. № 8. С. 48–51.
 13. *Счастливцев В.М., Табатчикова Т.И., Яковлева И.Л., Дельгадо Рейна С.Ю., Голосиенко С.А., Пазилова У.А., Хлусова Е.И.* Влияние термомеханической обработки на сопротивление хрупкому разрушению низкоуглеродистой низколегированной стали // ФММ. 2015. Т. 116. № 2. С. 199–209.
 14. *Голубева М.В., Сыч О.В., Хлусова Е.И., Мотовилина Г.В.* Исследование механических свойств и характера разрушения новой экономнолегированной хладостойкой стали с гарантированным пределом текучести 690 МПа // Авиационные материалы и технологии. 2017. № 4 (49). С. 19–24.
 15. *Эфрон Л.И.* Металловедение в “большой” металлургии. Трубные стали. М.: Металлургиздат, 2012. 696 с.
 16. *Пышминцев И.Ю., Смирнов М.А.* Структура и свойства сталей для магистральных трубопроводов. Екатеринбург: изд-во УМЦ УПИ, 2019. 242 с.
 17. *Wang D., Zhong Q., Yang J., Zhang S.* Effects of Cr and Ni on the microstructure and corrosion resistance of high-strength low alloy steel // J. Mater. Research Techn. 2023. V. 23. P. 36–52. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.12.191>
 18. *Soleimani M., Mirzadeh H., Dehghanian C.* Effect of grain size on the corrosion resistance of low carbon steel // Mater. Res. Express. 2020. V. 7. P. 016522. <https://doi.org/10.1088/2053-1591/ab62fa>
 19. *Wang P., Ma L., Cheng X., Li X.G.* Effect of grain size and crystallographic orientation on the corrosion behaviors of low alloy steel // J. Alloys Compounds. 2021. V. 857. P. 158258. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.158258>
 20. *Горбачев И.И., Корзунова Е.И., Попов В.В., Хабибулин Д.М., Урцев Н.В.* Модель для прогнозирования размера аустенитного зерна при горячей деформации низколегированных сталей с учетом эволюции дислокационной структуры // ФММ. 2023. Т. 124. С. 1244–1252.
 21. *Горбачев И.И., Корзунова Е.И., Попов В.В., Хабибулин Д.М., Урцев Н.В.* Моделирование роста аустенитного зерна в низколегированных сталях при аустенитизации // Физика металлов и металловедение. 2023. Т. 124. С. 303–309.
 22. *Счастливцев В.М., Табатчикова Т.И., Яковлева И.Л., Круглова А.А., Хлусова Е.И., Орлов В.В.* Особенности структуры бейнита в низкоуглеродистых свариваемых сталях после термомеханической обработки // Вопр. материаловедения. 2009. № 3(59). С. 26–38.
 23. *Счастливцев В.М., Табатчикова Т.И., Яковлева И.Л., Клоева С.Ю., Круглова А.А., Хлусова Е.И., Орлов В.В.* Влияние температуры распада аустенита на морфологию бейнита и свойства низкоуглеродистой стали после термомеханической обработки // ФММ. 2013. Т. 114. С. 457–467.
 24. *Яковлева И.Л., Терещенко Н.А., Урцев Н.В.* Наблюдение мартенситно-аустенитной составляющей в структуре низкоуглеродистой низколегированной трубной стали // ФММ. 2020. Т. 121. № 4. С. 396–402.
 25. *Krauss G., Thomson S.W.* Ferritic Microstructures in Continuously Cooled Low- and Ultra-low-carbon Steels // JSJI International. 1995. V. 35. № 8. P. 937–945.
 26. *Орыщенко А.С., Голосиенко С.А., Хлусова Е.И., Сыч О.В., Коротовская С.В., Рябов В.В., Шумилов Е.А., Яшина Е.А., Владимиров А.Д., Попков А.Г., Хадеев Г.Е., Гелевер Г.Д.* Листовой прокат, изготовленный из высокопрочной стали // Патент RU2726056 C1, опублик. 08.07.2020.

EFFECT OF THERMAL-KINETIC CONDITIONS OF AUSTENITE TRANSFORMATION ON THE STRUCTURAL-PHASE STATE OF LOW-CARBON STEEL SHEETS

Yu. V. Khlebnikova^{1,*}, I. L. Yakovleva¹, L. Yu. Egorova¹, T. R. Suaridze¹, N. L. Chernenko¹,
V. V. Ryabov², S. V. Korotovskaya², and E. I. Khlusova²

¹*Mikheev Institute of Metal Physics, Ural Branch, Russian Academy of Sciences, Ekaterinburg, 620108 Russia*

²*Central Research Institute of Structural Materials Prometei, Research Center Kurchatov Institute, St. Petersburg, 191015 Russia*

**e-mail: yulia_kh@imp.uran.ru*

The structure and mechanical properties of rolled sheets with a thickness of 40 mm made of lowcarbon low-alloyed steel after thermomechanical treatment of different modes are investigated. The structural factors that affect obtaining high mechanical properties are established. It is shown that a complex treatment including quenching from the rolling temperature and high-temperature tempering with a subsequent additional cycle of quenching and tempering leads to formation of rolled sheet uniform over the cross section with a fragmented bainite structure with disperse niobium carbides and carbides of cementite type. Such structure provides a yield strength of no less than 630 MPa in combination with high values of the impact energy at negative temperatures and a level of plasticity of $\delta \approx 20\%$.

Keywords: low-carbon steel, rolled sheet, quenching from rolling temperature, tempering, structure, lath bainite, cementite, niobium carbides, yield strength, impact work