

СТРУКТУРА,  
ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ

УДК 669.15-194.55:539.25

НАБЛЮДЕНИЕ МАРТЕНСИТНО-АУСТЕНИТНОЙ СОСТАВЛЯЮЩЕЙ  
В СТРУКТУРЕ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ  
ТРУБНОЙ СТАЛИ

© 2020 г. И. Л. Яковлева<sup>а, \*</sup>, Н. А. Терещенко<sup>а</sup>, Н. В. Урцев<sup>б</sup>

<sup>а</sup>Институт физики металлов УрО РАН, ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург, 620990 Россия

<sup>б</sup>Исследовательско-технологический центр “Аусферр”,  
ул. Горького, 18, Магнитогорск, Челябинская обл., 455000 Россия

\*e-mail: labmet@imp.uran.ru

Поступила в редакцию 08.10.2019 г.

После доработки 07.11.2019 г.

Принята к публикации 19.11.2019 г.

Методами сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии исследована тонкая структура низкоуглеродистой низколегированной трубной стали после контролируемой термомеханической обработки и последующей аустенитизации при 980°C. Описана эволюция продуктов распада аустенита при увеличении скорости охлаждения из аустенитной области от 35 до 500 град/с. В структуре стали на основе квазиполигонального бейнита выявлена и идентифицирована мартенситно-аустенитная составляющая.

*Ключевые слова:* трубная сталь, контролируемая термомеханическая обработка, структура, бейнит, аустенит, мартенситно-аустенитная составляющая

DOI: 10.31857/S0015323020040178

ВВЕДЕНИЕ

Низкоуглеродистые низколегированные трубные стали класса прочности К60 (Х70) являются наиболее востребованным материалом для изготовления магистральных нефте- и газопроводов. Технология производства трубных сталей с момента ее создания в 40-х гг. прошлого века претерпела значительные изменения. Вместо горячей прокатки с последующей нормализацией применяется термомеханическая контролируемая обработка ТСМР (Thermo-Mechanical Controlled Processing), включающая контролируемую прокатку с ускоренным охлаждением [1–4]; к настоящему времени разработано множество разновидностей ТСМР. Прогресс листопрокатного и трубного производства позволил перейти от феррито-перлитного типа микроструктуры к феррито-бейнитному. Наличие в структуре низкотемпературных продуктов превращения деформированного аустенита повлекло ряд изменений в химическом составе трубных сталей и привело к смене механизмов упрочнения [5]. В итоге при одинаковом уровне прочностных характеристик, присущих классу прочности К60 (Х70) современные трубные стали бейнитного класса отличаются от сталей предшествующего поколения с феррито-перлитной структурой хорошими показателями свариваемости, повышенным запасом вязких

свойств и способны удовлетворить самые высокие требования [6]. Разнообразие схем ТСМР приводит к тому, что стандартный комплекс механических и служебных свойств трубных сталей может быть обеспечен за счет различного сочетания параметров микроструктуры, поэтому исследование структурного состояния таких материалов имеет важное практическое значение.

В научной литературе известно несколько подходов к классификации структур трубных сталей. По механизму распада аустенита различают структуры, возникающие при диффузионном превращении или при сдвиговом переходе [7, 8]. При этом, в отличие от конструкционных среднеуглеродистых сталей, в которых принято разделять верхний и нижний бейнит, низкоуглеродистые низколегированные стали отличаются большим разнообразием морфологических форм бейнитной  $\alpha$ -фазы (гранулярная, игольчатая, речная). Структурные составляющие по их соотношению разделяют на основные (феррит, бейнит) и вторичные (цементит, специальные карбиды, остаточный аустенит и другие) [9]. Идентификация вторичных фаз не является тривиальной задачей из-за их чрезвычайной дисперсности. Несмотря на то, что объемная доля вторичных фаз невелика, они могут оказывать значительное влияние на деформационное поведение материала. Особая роль

**Таблица 1.** Химический состав стали, мас. %

C	Mn	Cr	Ni	Cu	V	Nb	Ti	Mo	Fe
0.06	1.65	0.03	0.21	0.12	0.004	0.062	0.022	0.191	Остальное

при формировании механических свойств трубных сталей принадлежит мартенситно-аустенитной (М/А) составляющей; в зависимости от ее размера и преимущественных мест расположения, величина ударной вязкости может изменяться более чем в два раза [2, 10].

Цель настоящей работы заключается в том, чтобы исследовать тонкую структуру низкоуглеродистой низколегированной трубной стали бейнитного класса после обработки, воспроизводящей промышленные параметры ТСМР, в том числе – прямым методом идентифицировать мартенситно-аустенитную составляющую.

### МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЙ

Материалом исследования служили листы из низкоуглеродистой низколегированной стали 06Г2МБ, поставленные в состоянии после термомеханической обработки. Химический состав стали приведен в табл. 1.

Из листового проката были вырезаны заготовки толщиной от 2 до 0.1 мм, которые подвергались термической обработке в лабораторных условиях. Установка для термической обработки состояла из нагревательной печи, узла воздушно-охлаждения с пневматической системой, блока управления и регистрации экспериментальных данных. Подробное описание установки приведено в работе [11]. Термическая обработка включала одинаковую для всех заготовок схему нагрева до температуры аустенитизации 980°C, изотермическую выдержку в течение 30 мин и последующее охлаждение по различным режимам. Скорость охлаждения по режимам № 1–4 варьировались за счет изменения давления воздуха в пневматической системе и толщины заготовок, при этом интенсивность охлаждения существенно различалась по мере снижения температуры заготовок. В табл. 2 приведены средние скорости охлаждения в интервалах температур 950–850 и 700–200°C, рассчитанные по форме термических кривых [11]. Отметим, что для целей настоящего исследования скорость охлаждения во втором температурном интервале наиболее важна, так как при температурах ниже 700°C исследуемая сталь испытывает  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение. Вместе с тем, дополнительно в процессе охлаждения от температуры аустенитизации в воду был реализован режим № 5.

Из термически обработанных заготовок изготавливали образцы для структурных исследова-

ний. Исследование структуры массивных образцов осуществляли на сканирующем электронном микроскопе (РЭМ) Quanta-200. Изучение тонкой структуры методом просвечивающей электронной микроскопии проводили на фольгах на микроскопе JEM-200СХ при ускоряющем напряжении 160 кВ. Микротвердость по Виккерсу ( $HV$ ) определяли на микротвердомере MicroMet при нагрузке 100 г.

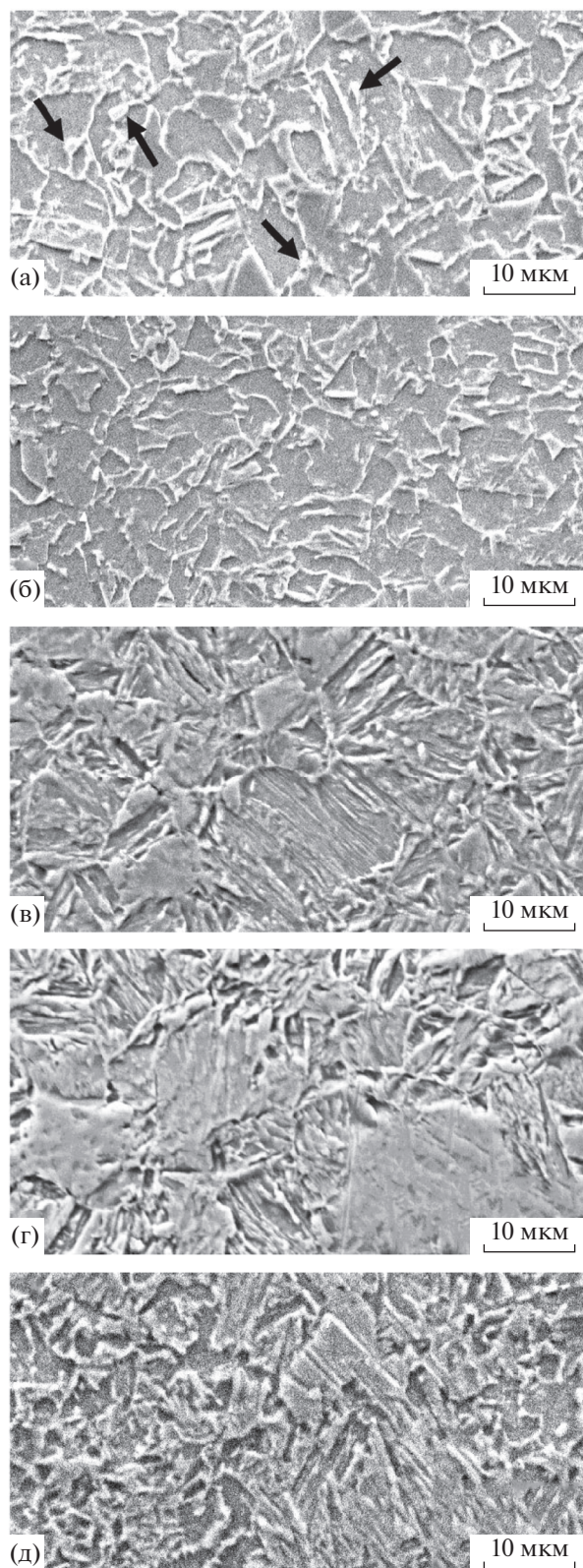
### РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Сталь 06Г2МБ принадлежит к низкоуглеродистым низколегированным трубным сталям бейнитного класса. Термокинетическая диаграмма распада аустенита в таких сталях характеризуется развитием  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения по промежуточной ступени в широком диапазоне температур и скоростей охлаждения, поэтому морфология продуктов превращения аустенита в значительной степени определяется условиями охлаждения из аустенитной области. На рис. 1а, 1б, 1в представлены РЭМ-изображения структуры исследуемой стали, охлажденной со скоростями 35, 50 и 60 град/с. Можно видеть, что при относительно медленном охлаждении основой структуры является квазипolygonальная  $\alpha$ -фаза бейнита, средний размер ферритного зерна составляет примерно 10 мкм, внутри одного зерна содержится несколько разнонаправленных глобулей. Кроме того, в структуре присутствуют отдельные локальные области, выделяющиеся на фоне основной структуры светлым контрастом, на рис. 1а отмечены стрелками. Большинство таких участков имеет размер не более 1–2 мкм и расположены вблизи границ. Детали их тонкой структуры при исследовании данным ме-

**Таблица 2.** Скорость охлаждения стали от температуры аустенитизации, град/с

Режим охлаждения	Интервал температур, °С	
	от 950 до 850	от 700 до 200
1	110	35*
2	166	50*
3	202	60*
4	449	140*
5	500	

\*Рассчитано по данным [11].



**Рис. 1.** Структура стали 06Г2МБ, подвергнутой аустенитизации при 980°C и последующему охлаждению в интервале температур от 700 до 200 °C со скоростью: а – 35; б – 50; в – 60; г – 140; д – 500 град/с (РЭМ-изображение).

тодом не разрешаются. Твердость стали после таких обработок составляет примерно 230 HV.

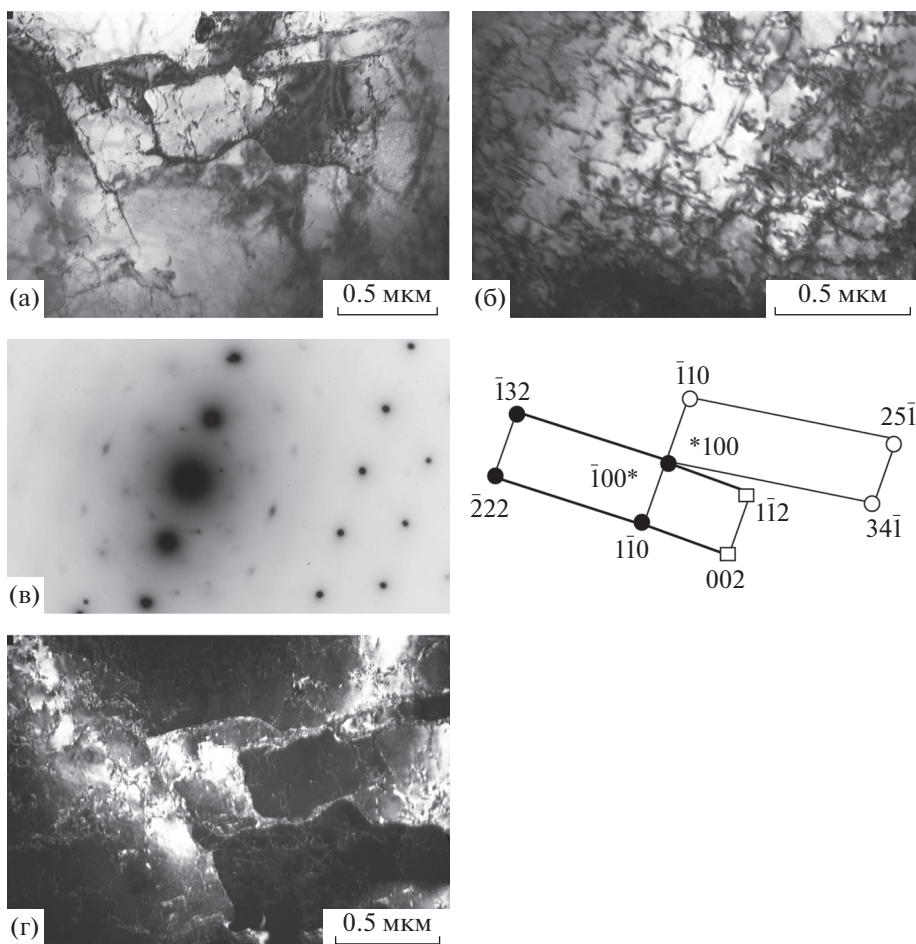
При увеличении скорости охлаждения до 140 град/с и выше структурное состояние стали 06Г2МБ качественно меняется. Вместо относительно равноосных зерен бейнитного феррита при распаде переохлажденного аустенита образуются продукты превращения реечной морфологии. Структуры, представленные на рис. 1г, 1д, практически идентичны и состоят из тонких длинных реек, сгруппированных в пакеты. Размер наиболее протяженных реек сопоставим с размером зерна. Структура, идентифицируемая нами как реечный бейнит, отличается большей дисперсностью, средний размер зерна заметно мельче, чем в структуре квазиполигонального бейнита. Бейнит реечной морфологии имеет повышенную твердость, значения которой достигают 260 HV. Принимая во внимание, что термокинетическая диаграмма трубных сталей близкого химического состава помимо широкого температурного интервала бейнитного превращения, включает мартенситную область, нельзя исключить наличие мартенситных участков.

Более детальное исследование структуры стали 06Г2МБ было проведено методом просвечивающей электронной микроскопии. Особенности структурного состояния исследуемой стали, охлажденной со скоростью 35 град/с иллюстрируются рис. 2, 3. Квазиполигональная  $\alpha$ -фаза бейнита представлена на светлопольном изображении (рис. 2а) в виде кристаллитов неправильной формы, разделенных тонкими малоугловыми границами. Плотность дислокаций в таких областях в целом невелика и составляет  $\sim 10^7 \text{ см}^{-2}$ , в отдельных кристаллитах наблюдается сетка дислокаций (рис. 2б). На электроннограмме, полученной с данного участка структуры, идентифицируются три решетки  $\alpha$ -фазы с осями зон [110], [112], [117]. Картина электронной дифракции содержит также отдельные рефлексы карбидной фазы типа  $\text{Fe}_3\text{C}$ , по межплоскостному расстоянию не совпадающие ни с одним из рефлексов ОЦК-Fe (рис. 2в).

Бейнитная  $\alpha$ -фаза одной из ориентировок находится в отражающем положении на темнопольном изображении (рис. 2г). В теле кристаллитов отчетливо проявляется дислокационная субструктура в виде сетки дислокаций, декорированная дисперсными выделениями карбидов, размер карбидных частиц не превышает 100 нм.

Отметим, что такой тип структуры визуализируется при просмотре большинства полей зрения в ходе изучения тонких фольг и соотносится с основной структурной составляющей на РЭМ-изображении рис. 1а–1в. По данным EBSD-анализа, в такой структуре содержится небольшое количество межкристаллитных границ с углами разориентации от 35° до 48° [12]. Известно, что





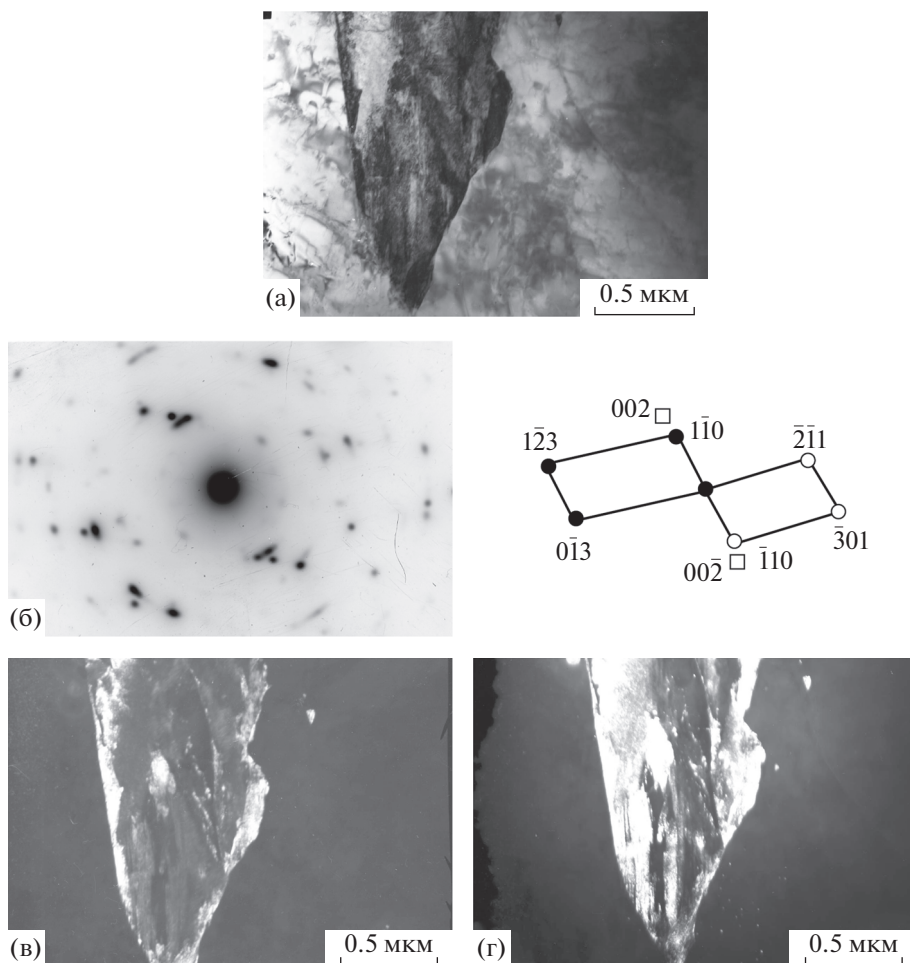
**Рис. 2.** Квазиполигональная  $\alpha$ -фаза бейнита в структуре стали 06Г2МБ, подвергнутой аустенитизации при 980°C и последующему охлаждению в интервале температур от 700 до 200°C со скоростью 35 град/с: а, б – светлопольное изображение; в – электронограмма:  $\circ$  –  $\alpha_1$ , ось зоны [117];  $\bullet$  –  $\alpha_2$ , ось зоны [112];  $\square$  –  $\alpha_3$ , ось зоны [110]; \* цементит; г – темнопольное изображение в рефлексе  $\alpha$ -фазы.

такие разориентации не образуются при сдвиговом превращении [13]. Поэтому можно предположить, что образование квазиполигональной  $\alpha$ -фазы происходит в верхней области температурного интервала бейнитного превращения при активном развитии диффузионных процессов.

Наряду с квазиполигональной морфологией бейнитной  $\alpha$ -фазы при исследовании структуры стали, охлажденной с малыми скоростями, обнаруживаются отдельные участки, внутреннее строение которых существенно отличается от описанного выше (рис. 3). Их размер составляет 1.5–2.0 мкм, что совпадает с немногочисленными областями на РЭМ-изображении, отмеченными стрелками на рис. 1а. На светлопольном изображении рис. 3а выделяется по контрасту клиновидный участок со сложной внутренней структурой, идентифицируемый как М/А-составляющая. Анализ дифракционной картины, полученной с данного участка, показал, что на ней присутствуют рефлексы  $\alpha$ - и  $\gamma$ -фаз (рис. 3б).

Остаточный аустенит при этом однозначно определяется по наличию на электронограмме рефлекса  $(002)\gamma$ . Кристаллы  $\alpha$ -фазы имеют несколько ориентировок, в частности, на картине электронной дифракции идентифицируются две ориентировки с осями зон  $[331]$  и  $[113]$ ; рефлекс  $(110)\alpha$  размыт на  $5^\circ$ – $6^\circ$  в радиальном направлении. Остаточный аустенит представлен в виде тонких вытянутых прослоек, находящихся в отражающем положении на темнопольном изображении в рефлексе  $(002)\gamma$  (рис. 3в). Кристаллы  $\alpha$ -фазы, разделенные ими, имеют реечное строение, присущее мартенситной структуре, толщина реек мартенсита составляет примерно 0.05 мкм. На темнопольном изображении, полученном в близлежащих рефлексах типа  $(110)\alpha$ , группа мартенситных кристаллов, разделенных малоугловыми границами, представлена светлыми участками неправильной формы (рис. 3г).

Возникновение М/А составляющей в структуре стали бейнитного класса связано с тем, что при

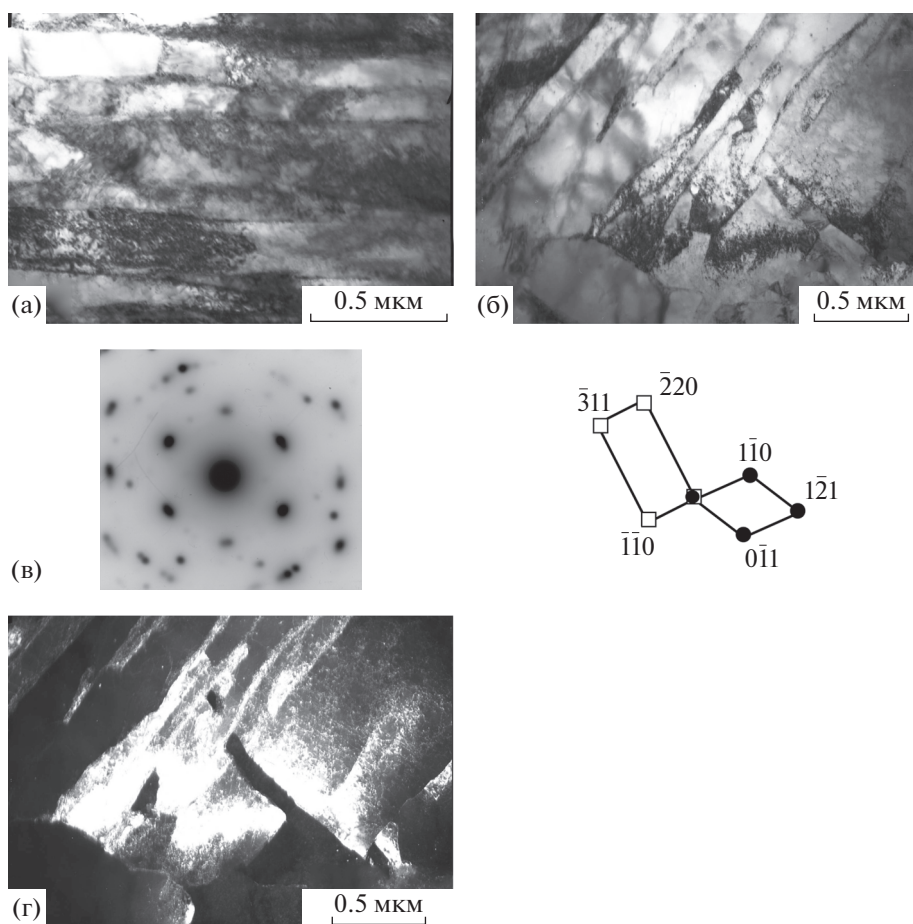


**Рис. 3.** Мартенситно-аустенитная составляющая в структуре стали 06Г2МБ, подвергнутой аустенизации при 980°C и последующему охлаждению в интервале температур от 700 до 200°C со скоростью 35 град/с: а – светлопольное изображение; б – электронограмма: ○ –  $\alpha_1$ , ось зоны [113]; ● –  $\alpha_2$ , ось зоны [331]; □ –  $\gamma$ ; в – темнопольное изображение в рефлексе 002 $\gamma$ ; г – темнопольное изображение в рефлексе  $\alpha$ -фазы.

охлаждении с относительно медленной скоростью твердый раствор непревращенного аустенита обогащается углеродом и в дальнейшем испытывает мартенситное  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение. Преимущественное расположение хрупких участков М/А-составляющей вблизи границ обусловлено тем, что именно там формируются обогащенные углеродом области. Вытянутые, клиновидной формы участки М/А-составляющей являются неблагоприятным элементом структуры с позиций зарождения трещин; однако, плотность их расположения по границам зерен крайне низка [2, 10].

При увеличении скорости охлаждения до 140 град/с и выше основу структуры стали 06Г2МБ составляет бейнитная  $\alpha$ -фаза реечной морфологии. Рисунок 4 иллюстрирует структурное состояние исследуемой стали после закалки в воду. В отличие от РЭМ-изображения структуры, рис. 2г, 2д при электронномикроскопическом исследовании тонких

фолг можно рассмотреть детали тонкого строения отдельных реек, входящих в бейнитный пакет (рис. 4а, 4б). Ширина реек составляет 0.1–0.3 мкм, внутри реек наблюдается повышенная плотность дислокаций (рис. 4а). Дифракционная картина, полученная с некоторых участков структуры, помимо полюсов  $\alpha$ -фазы с осью зоны [111], содержит рефлексы аустенита, принадлежащие оси зоны [112] (рис. 4в). На темнопольном изображении, полученном в рефлексе типа (220) $\gamma$ , прослойки остаточного аустенита располагаются между рейками бейнитной  $\alpha$ -фазы (рис. 4г), эти прослойки более протяженные в сравнении с аустенитом, входящим в М/А-составляющую на рис. 3в. Незавершенность  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения в данном случае связана с тем, что образование  $\alpha$ -фазы реечной морфологии происходит преимущественно по сдвиговому механизму в нижней части температурного интервала бейнитного превраще-



**Рис. 4.** Тонкая структура реечного бейнита в структуре стали 06Г2МБ, подвергнутой аустенизации при 980°C и последующей закалке в воду: а, б – светлопольное изображение; в – электронограмма: ● – α, ось зоны [111]; □ – γ, ось зоны [112]; г – темнопольное изображение в рефлексе 002γ.

ния и приводит к повышенному уровню микроискажений.

### ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Показано, что структурное состояние низкоуглеродистой низколегированной трубной стали, подвергнутой обработке ТМСП, зависит от условий охлаждения в температурном интервале  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения. При скоростях охлаждения 35–60 град/с за счет развития диффузионных процессов формируется бейнитная структура с квазиполигональной морфологией  $\alpha$ -фазы. При скоростях охлаждения от 140 до 500 град/с возрастает вклад сдвиговой составляющей и основу структуры после распада аустенита составляет бейнит реечной морфологии. Установлено, что в структуре квазиполигонального бейнита присутствуют участки М/А-составляющей размером 1–2 мкм. Методом просвечивающей электронной микроскопии описана тонкая структура М/А-составляющей; определено, что мартенсит представлен нанокристаллами реечной морфологии

нескольких ориентировок и разделен дисперсными прослойками аустенита.

Работа выполнена в рамках государственного задания по теме “Структура” Г. р. № АААА-А18-118020190116-6. Электронно-микроскопические исследования выполнены в Центре коллективного пользования “Электронная микроскопия” ИФМ УрО РАН.

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Shigeru E., Naoki N.* Development of thermo-mechanical control process (TMCP) and high performance steel in JFE // JFE technical Report. 2015. № 20. P. 1–7.
2. *Эфрон Л.И.* Металловедение в большой металлургии. Грубые стали. М.: Металлургиздат, 2012. 696 с.
3. *Xie Z.J., Ma X.P., Shang C.J. Wang X.M., Subramanian S.V.* Nano-sized precipitation and properties of a low carbon niobium micro-alloyed bainitic steel // Mater. Sci. Eng. A. 2015. V. 641. P. 37–44.
4. *Смирнов М.А., Пышминцев И.Ю., Варнак О.В., Мальцева А.Н.* Влияние высокотемпературной термомеханической обработки на хрупкость низкоуг-

- леродистой стали // ФММ. 2018. Т. 119. № 1. С. 205–210.
5. *Настич С.Ю., Матросов М.Ю.* Структурообразование грубных сталей при термомеханической обработке // *Металлург.* 2015. № 9. С. 46–54.
  6. *Терещенко Н.А., Табатчикова Т.И., Яковлева И.Л., Маковецкий А.Н., Шандер С.В.* Влияние структуры на статическую трещиностойкость и характер разрушения сварных соединений из трубных сталей класса прочности К60 // ФММ. 2017. Т. 118. № 7. С. 743–751.
  7. *Thewlis G.* Classification and quantification of microstructures in steel // *Mater. Sci. Techn.* 2004. V. 20. P. 143–160.
  8. *Шейнман Е.Л.* Классификация микроструктуры сталей Международного института сварки // *Сварочное производство.* 2006. № 7. С. 3–37.
  9. *Altas for bainitic microstructures.* V. 1. Tokio: ISIJ, 1992. 165 p.
  10. *Xueda L, Yuran Fan, Xiaoping Ma, Subramanian S.V., Chengjia Shang.* Influence of Martensite–Austenite constituents formed at different intercritical temperatures on toughness // *Materials and Design.* 2015. V. 67. P. 457–463.
  11. *Лобанов М.Л., Русаков Г.М., Урцев В.Н., Краснов М.Л., Мокшин Е.Д., Шмаков А.В., Платов С.И.* Тепловой эффект бейнитного превращения в трубных сталях при ускоренном охлаждении // *Письма о материалах.* 2018. Т. 8(3). С. 246–251.
  12. *Лобанов М.Л., Краснов М.Л., Урцев В.Н., Данилов С.В., Пастухов В.И.* Влияние скорости охлаждения на структуру низкоуглеродистой стали после контролируемой термомеханической обработки // *МиТОМ.* 2019. № 1. С. 31–37.
  13. *Терещенко Н.А., Яковлева И.Л., Кабанова И.Г., Мирзаев Д.А.* Специальные разориентации в низкотемпературном бейните высокоуглеродистой марганец-кремнистой стали, полученном в изотермических условиях // ФММ. 2019. Т. 120. № 9. С. 954–960.