

ОБРАЗОВАНИЕ ФРАГМЕНТИРОВАННОЙ СТРУКТУРЫ В НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЯХ ПРИ ТЕПЛОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Т.И. Табатчикова¹, И.Л. Яковлева¹, С.Ю. Дельгадо Рейна¹,
А.И. Плохих², Е.Д. Ефимова¹

¹ Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, г. Екатеринбург,

² Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана, г. Москва

Методами металлографии, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии исследована структура низкоуглеродистых сталей мартенситного класса ВКС-7 и ВКС-10, подвергнутых тепловой прокатке либо осадке при температурах 600 и 700 °С (в α -состоянии). Рассмотрена роль растворения и выделения карбидных фаз, стока дислокаций на высокоугловые границы рек, полигонизации и рекристаллизации в процессе формирования фрагментированной структуры сталей при тепловой деформации. Показано, что деформация прокаткой при 600 °С со степенью 40 % не приводит к созданию фрагментированной структуры, в мартенсите сохраняются рейки, поделенные на ячейки. При увеличении степени деформации до 60 % образуются отдельные фрагменты с высокоугловыми границами. Установлено, что доля фрагментированной структуры существенно возрастает при увеличении степени деформации до 80 %, одновременно происходит коалесценция субзерен близкой ориентации, приводящая к образованию крупных фрагментов α -фазы. Увеличение температуры прокатки до 700 °С и степени деформации до 80 % вызывает эффективную фрагментацию структуры стали ВКС-7, однако в более легированной стали ВКС-10 сохраняются признаки реечного строения. Показано, что изменение схемы деформации стали ВКС-7 с прокатки на всестороннюю осадку при 600 °С со степенью 50 % вызывает рекристаллизацию α -фазы по механизму *in situ* с образованием высокой доли ультрамелкозернистой структуры (размер зерен 0,2–2,5 мкм). В стали ВКС-10 с большим содержанием легирующих элементов подобные явления происходят при более высокой температуре тепловой осадки, 700 °С.

Ключевые слова: низкоуглеродистая легированная сталь; структурная наследственность; теплая деформация; осадка; прокатка; мартенсит; фрагментированная структура.

Сочетание высоких значений прочности, вязкости и пластичности низкоуглеродистых легированных сталей обеспечивается благодаря образованию фрагментированной структуры [1–3]. Известны способы создания такой структуры, основанные на применении интенсивной пластической деформации (равноканальное угловое прессование, пакетная прокатка и т. д.) [4, 5] или сочетания деформации и фазового превращения, например, термомеханическая обработка [6]. Реализация этих технологий требует сложного специального оборудования – прокатных станов и установок контролируемого охлаждения. В связи с этим изыскание других способов создания фрагментированной структуры является актуальным.

Важное значение приобретают способы измельчения структуры, направленные на развитие эффективной перекристаллизации легированных мартенситных сталей, склонных к проявлению структурной наследственности при нагреве. Так, например, в стали типа 18Х2Н4ВА $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение при охлаждении в широком интервале скоростей охлаждения заканчивается образованием мартенсита, при этом распад по диффузионной

ступени существенно затруднен. Вследствие этого термическая обработка сталей мартенситного класса имеет определенные сложности, так как при нагреве под повторную закалку происходит восстановление формы и размеров исходных аустенитных зерен, что может приводить к возникновению дефектного камневидного излома и низких значений ударной вязкости [7, 8].

Известно, что холодная деформация стали со структурой мартенсита исключает проявление структурной наследственности при последующем быстром нагреве, способствуя формированию мелкого аустенитного зерна, в пределах которого при последующем охлаждении формируется мартенсит с исключительно мелкими пакетами рек [9]. При этом применение холодной деформации мартенсита осложняется образованием трещин в деформируемом материале. Использование же тепловой деформации должно исключить разрушение материала, однако заранее можно полагать, что такая деформация должна сопровождаться рекристаллизационными явлениями, вероятность развития которых зависит от содержания легирующих элементов в стали.

Целью настоящего исследования являлось определение закономерностей формирования фрагментированной структуры в низкоуглеродистых легированных мартенситных сталях при тепловой пластической деформации, проведенной при температуре ниже температуры фазового $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения.

Материалы и методика исследований

Основными объектами исследования были выбраны стали мартенситного класса марок ВКС-7 (16Х2Н3МФАБ-Ш) по ТУ 14-1-4483-88 и ВКС-10 (13Х3Н3М2ВФБ-Ш) по ТУ14-1-4499-9. Химический состав сталей приведен в таблице.

Исходные заготовки были подвергнуты предварительной нормализации при температуре 940 °С с высоким отпуском при 660 °С, 3 ч. Пластическая деформация сталей проводилась при температурах 600 и 700 °С в α -состоянии (структура стали – отпущенный мартенсит). Степень деформации составляла при осадке 50 и 60 %, а при прокатке – 40, 60 и 80 %.

Первичные заготовки $\varnothing 60 \times 200$ мм были осажены по образующей до высоты 36 мм. Осадка производилась на гидравлическом прессе усилием 1000 т.с. Температура нагрева под осадку составила 1150 °С, температура конца деформации не менее 900 °С. Деформацию при осадке осуществляли дробно, производя повороты образца для изменения направления нагрузки. Деформация прокаткой осуществлена за 12 проходов. При каждом проходе проводили промежуточный подогрев до выбранной температуры деформации, не допуская охлаждения образца до температуры 500 °С. Скорость деформации при прокатке составляла 10 с^{-1} , а при осадке была существенно больше, и составляла $10^2\text{--}10^3 \text{ с}^{-1}$ [10].

Критические точки сталей при нагреве и охлаждении определены на dilatометре Ulvac Sincugiku.

Металлографические исследования осуществляли на микроскопе Neophot-30. Для травления шлифов использовали 4 % раствор азотной кислоты. Уточнение типа структурных составляющих и анализ их морфологии проводили на просвечивающем микроскопе JEM-200СХ с использованием темнопольного и микродифракционного анализа. Микрорентгеноспектральный анализ включений проводили на микроскопе Quanta 200. Для анализа распределения фрагментов (зерен и субзерен) по размерам, а также их угловой разориента-

ции использовали метод обратно рассеянных электронов (EBSD).

Результаты исследования и их обсуждение

Дилатометрические исследования показали, что температура начала $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения при нагреве стали ВКС-7 равна 738 °С, а температура конца составляет 788 °С, для стали ВКС-10 температура начала $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения при нагреве равна 724 °С, а температура конца составляет 812 °С. При охлаждении со скоростью 20–40 °С/с в сталях происходит мартенситное превращение при 430 °С.

В состав сталей ВКС-7 и ВКС-10 входят сильные карбидообразующие элементы – Nb, V, Mo, W, способные образовывать специальные карбиды, значительно сдерживающие развитие рекристаллизации [11, 12].

В исходном состоянии (после нормализации от 940 °С и дополнительного отпуска при 660 °С, 3 ч) структура исследованных сталей представляла собой реечный мартенсит, который образовался внутри бывших аустенитных зерен размером 19–25 мкм. При электронно-микроскопическом исследовании структуры стали ВКС-7 в исходном состоянии выявлены пакеты мартенсита с единым направлением расположения реек (рис. 1, а). Ширина отдельных реек α -фазы составляет от 0,1 до 0,7 мкм, длина их равна 5–15 мкм, что сопоставимо с величиной бывшего аустенитного зерна. Плотность дислокаций высока, более 10^{11} см^{-2} . На границах реек α -фазы присутствуют крупные частицы цементита в форме пластин длиной до 0,5 мкм и толщиной ~ 50 нм (рис. 1, б). Значительно меньше объемная доля специальных карбидов типа $Me_{23}C_6$ и Me_6C , присутствующих в виде глобулярных частиц (указаны стрелкой на рис. 1, а).

Наличие частиц цементита в стали ВКС-7 объясняется тем, что содержание Mo, W, Cr, Nb и V невелико. Углерод присутствует в избытке по отношению к сильным карбидообразователям, поэтому он связан в цементит $(Fe, Me)_3C$, объемная доля которого в структуре больше, чем карбидов $(Mo, W)_6C$ и карбонитридов Nb, V(C, N).

Для создания фрагментированной структуры осуществляли прокатку стали при температуре 600 °С со степенью деформации 40 %. В результате пластинчатые частицы цементита претерпели диссоциацию. Внутри реек мартенсита образовались ячейки, размеры которых ограничены шириной рейки. Реечное строение в целом сохраняется, причем разориентация ячеек в пределах отдельной

Химический состав стали, мас. %

| Марка стали | C | Cr | Ni | Mo | Mn | W | Si | V | Nb | Al | S | P |
|---------------------------|------|------|------|------|------|-----|------|------|------|------|-------|-------|
| ВКС-7 (16Х2Н3МФАБ-Ш) | 0,17 | 2,42 | 2,64 | 0,47 | 0,53 | 0,2 | 0,24 | 0,18 | 0,07 | 0,02 | 0,005 | 0,022 |
| ВКС-10 (13Х3Н3М2ВФБ-Ш) | 0,15 | 3,5 | 2,72 | 2,12 | 0,40 | 0,3 | 0,31 | 0,11 | 0,12 | 0,02 | 0,007 | 0,027 |

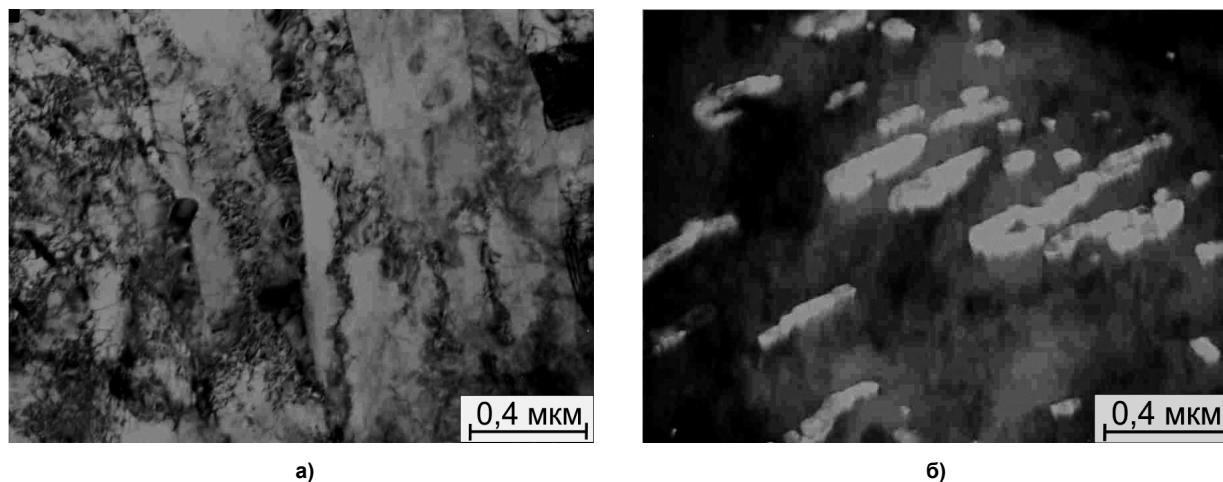


Рис. 1. Микроструктура стали ВКС-7 в исходном состоянии – после нормализации и отпуска при 660 °С:
а – светлопольное изображение; б – темнопольное изображение в рефлексе цементита (210)

рейки незначительная и не превышает 1–2°. Итак, существенного деления реек на фрагменты не произошло, структура подобна ячеистой [11, 12], в которой сохранились границы реек. Теплая деформация привела к диссоциации цементитных частиц, но не вызвала растворения карбидов Me_6C размером 70–100 нм, имевшихся на границах реек.

В работе [13] наблюдали фрагментацию мартенситных реек при сохранении их исходных границ в стали типа 37ХН3, деформированной сжати-ем. Известно, что даже при большой деформации не происходит полного разрушения границ мартенситных реек [14]. Соседние рейки в мартенситном пакете разделены как малоугловыми, так и большеугловыми границами [15], которые могут являться эффективными местами стока дислокаций [16] и препятствовать накоплению разориентировки между фрагментами внутри реек.

Сток дислокаций на границы реек может быть затруднен, если подвижность дислокаций ограничена. В этой связи важную роль играет поведение цементита при деформации. Известно, что частицы цементита, в отличие от специальных карбидов, диссоциируют при холодной и, тем более, при теплой деформации [17]. Диссоциация цементита вблизи планарных дефектов, затем переход углерода из цементитных частиц на дислокации в α -фазу приводит к их закреплению [17], сдерживает перестройку дислокационной структуры, что должно оказывать влияние на процесс фрагментации структуры. С другой стороны, выдержка при теплой деформации при температурах, меньших A_{c1} (600–700 °С), способствует трансформации атмосфер углерода вблизи дислокаций в цементитные частицы, которые, в отличие от атмосфер примесных атомов, не обладают способностью блокировать дислокации.

Прокатка стали ВКС-7 с несколько большей степенью деформации (600 °С, 60 %) приводит к

более существенным изменениям структуры, усиливается тенденция к формированию малоугловых границ, делению реек на субзерна. В более легированной стали ВКС-10 также нарастает разориентация между отдельными фрагментами, появляются высокоугловые границы (указаны стрелками на рис. 2, а, б), о чем свидетельствует и вид электронограммы (рис. 2, в) со множеством рефлексов, расположенных по кольцевым линиям. Такие фрагменты следует считать результатом рекристаллизации *in situ*, когда их образование и рост происходит в пределах кристаллографической ориентировки исходных деформированных зерен. Известно, что рекристаллизация на месте по своей природе является не рекристаллизационным, а полигонизационным процессом [12].

Однако в стали ВКС-10 по-прежнему сохраняются признаки реечной структуры, что связано, по-видимому, со стоком дислокаций на границы реек. Причиной интенсивного передвижения дислокаций является, вероятно, меньшая степень закрепления дислокаций атмосферами углерода, по сравнению со сталью ВКС-7. Это становится возможным из-за значительно большего содержания в стали ВКС-10 легирующих элементов, которые связывают весь углерод в специальные карбиды. Как следует из расшифровки электронограммы (рис. 2, в, г), в стали ВКС-10 присутствуют специальные карбиды нескольких типов, а именно: Mo_6C , $Cr_{23}C_6$ и Fe_2MoC . В отличие от стали ВКС-7, цементита не было обнаружено. Специальные карбиды не способны к активному растворению при выбранных температурах и степенях деформации, однако способны сдерживать движение дислокаций, но только в том случае, если имеют дисперсную форму [11].

Итак, несмотря на обнаруженные различия, прокатка сталей ВКС-7 и ВКС-10 при температуре 600 °С со степенью деформации 40 и 60 % не вызвала существенного развития рекристаллизации.

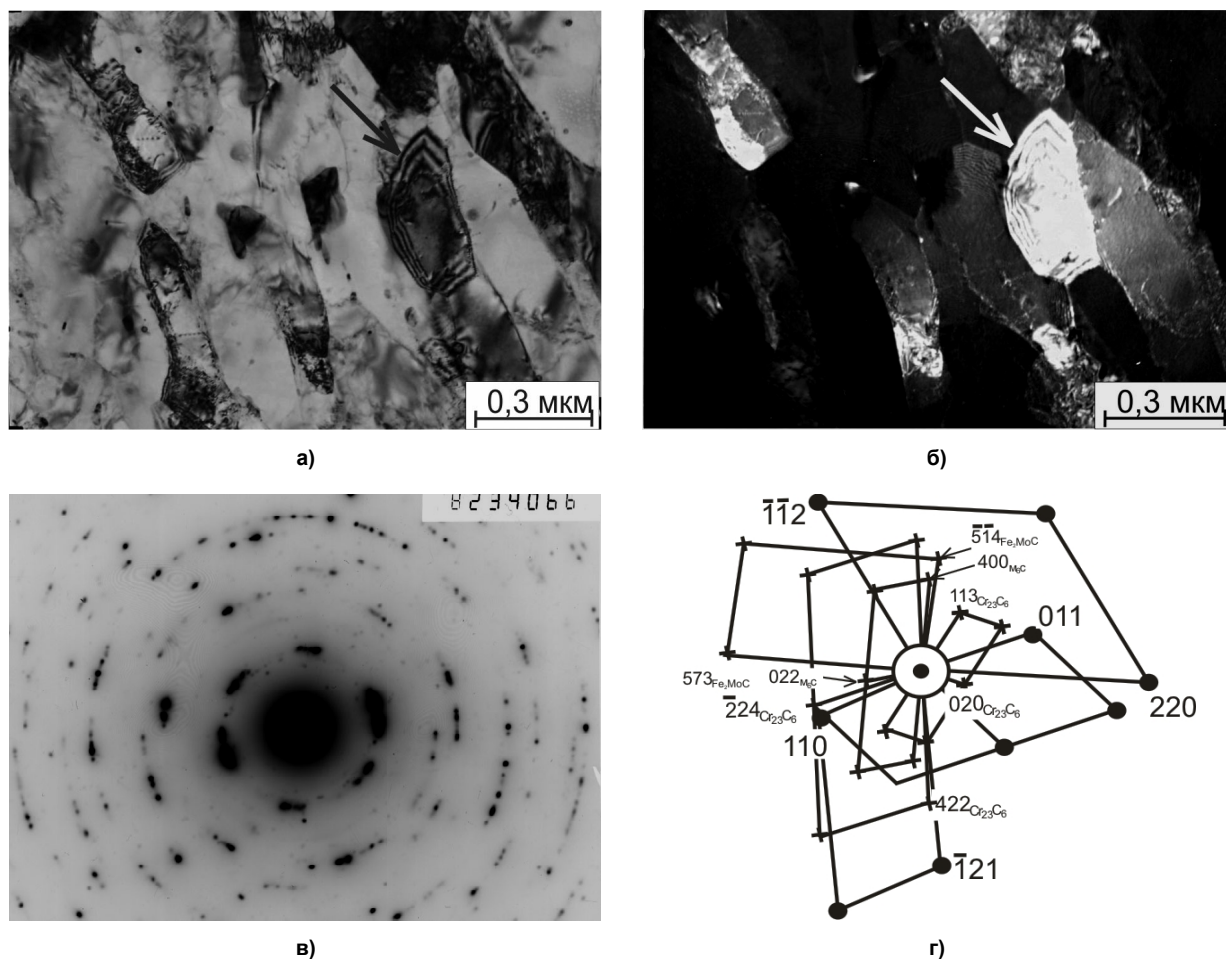


Рис. 2. Микроструктура стали ВКС-10 после прокатки при температуре 600 °С со степенью деформации 60 %: а – светлопольное изображение, фрагменты с высокоугловыми границами; б – темнопольное изображение в рефлексе (110)_α; в – электронограмма с участка «а»; г – схема расшифровки электронограммы

Осуществление прокатки стали ВКС-10 с большей степенью деформации – 80 % при температуре 600 °С – вызывает формирование дисперсной структуры (рис. 3, а), в которой признаки реечного строения почти отсутствуют. Электронограмма, на кольцевых линиях которой видно множество мелких точечных рефлексов, указывает на высокую степень фрагментации структуры (рис. 3, б). Однако обнаружены участки, в которых произошла коалесценция субзерен близкой ориентации с образованием крупных фрагментов α-фазы (рис. 3, в), о чем свидетельствует наблюдение их в темном поле (рис. 3, г).

Прокатка стали ВКС-7 при более высокой температуре 700 °С со степенью 80 % приводит к практически полному разрушению реечного строения (рис. 4, а, б). Образуются фрагменты размером 0,2–0,4 мкм (рис. 4, б). Как показывает микродифракционный анализ, образуются зерна и субзерна α-фазы, разориентированные между собой на углы, большие 10°. Наличие внутри них высокой плотности дислокаций (более 10¹¹ см⁻²) свидетельствует о динамических процессах полигонизации и рекристаллизации, произошедших

при теплой деформации, когда на конечной стадии прокатки ранее возникшие зерна и субзерна подвергаются дополнительному наклепу. В более легированной стали ВКС-10 сохраняются признаки реечной структуры (рис. 4, в), однако наряду с субзернами, имеющими между собой небольшую разориентацию, возникли фрагменты, окруженные высокоугловыми границами (указано стрелками на рис. 4, в).

Образование различных по типу карбидов (в стали ВКС-7 в основном цементит, а в стали ВКС-10 – специальные труднорастворимые карбиды) приводит к различиям в процессе фрагментации структуры при теплой деформации. Совершенно очевидно, что в формировании большеугольной границы большое значение имеет степень закрепления дислокаций атмосферами углеродных атомов. Можно полагать, что чем подвижнее дислокации, тем больше вероятность их стекания в границы реек и меньше вероятность формирования мелких зерен на месте субзерен. Такой механизм реализуется в стали ВКС-10. Напротив, чем меньше подвижность дислокаций, закрепленных атмосферами углеродных атомов, тем благоприятнее условия

для увеличения угла разориентировки субзерен и формирования зерен с большеугловыми границами, что характерно для стали ВКС-7. Возможно, поэтому в стали ВКС-7 при более низкой температуре и степени деформации, чем в стали ВКС-10, происходит замена речечной структуры на фрагментированную.

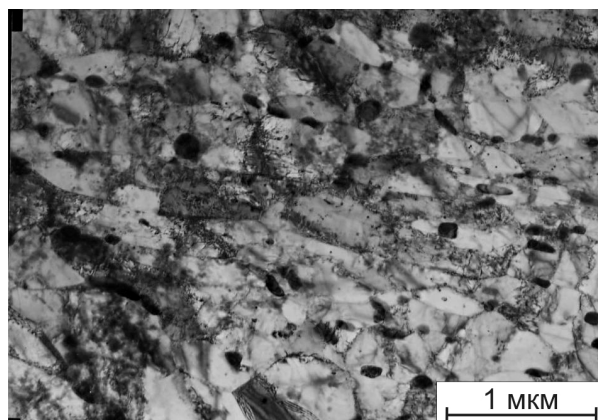
Известно, что для эффективного развития фрагментации большое значение имеет схема нагружения и скорость деформации. В работе [18] показано, что чем больше величина сжимающих напряжений в очаге деформации, тем интенсивнее разрушается речечная структура мартенсита и заменяется субструктурой типа ячеистой разориентированной. С другой стороны, увеличение скорости деформации при осадке, по сравнению с прокаткой [10], должно способствовать развитию рекристаллизации [11, 12].

Для того чтобы повысить стимул к фрагментации структуры, была использована деформация осадкой, которая позволила изменить схему напряженного состояния в очаге деформации, а также увеличить скорость деформации. За счет рота-

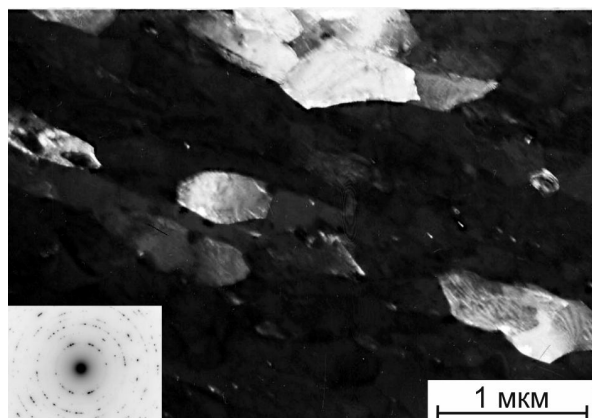
ций образца при проведении осадки не происходило изменения формы бывших аустенитных зерен.

Микроструктура стали ВКС-7, подвергнутой деформации осадкой со степенью 50 % при 600 °С, существенно отличается от той, что наблюдалась после тепловой деформации прокаткой. Видны глобулярной формы мелкие α -зерна размером 0,2–1,5 мкм с низкой плотностью дислокаций (рис. 5, а, б). Исследование методом обратнорассеянных электронов (EBSD) показало, что мелкие зерна занимают почти весь объем. Примерно 7 % объема составляют более крупные, несколько вытянутые в едином направлении зерна, имеющие средний размер в длину ~ 2,6 мкм (рис. 6, а). Доля зерен с высокоугловыми границами велика, более 50 % (рис. 6, б).

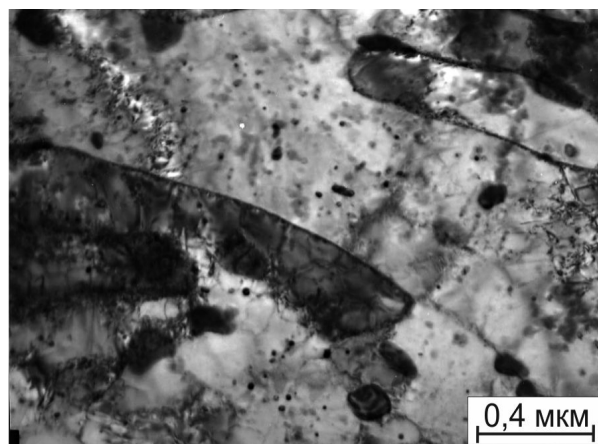
Резкое снижение плотности дислокаций до значений, характерных для железа в отожженном состоянии, $\sim 10^7 \text{ см}^{-2}$, указывает на произошедшую рекристаллизацию, причем рекристаллизованные зерна часто состоят из субзерен. Присутствуют выделения карбидов глобулярной формы размером 20–100 нм, которые, судя по расшифровке электронограммы, являются цементитом.



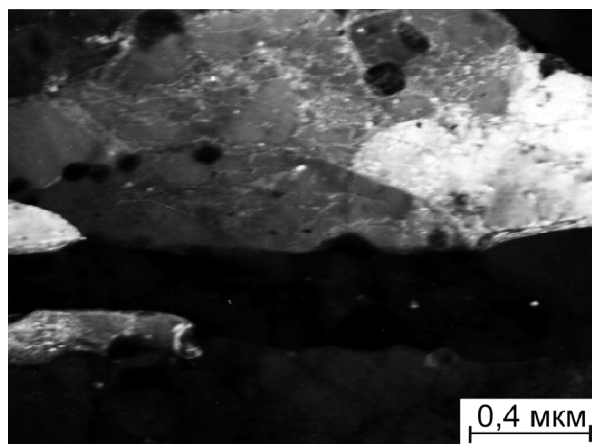
а)



б)



в)



г)

Рис. 3. Микроструктура стали ВКС-10 после прокатки при температуре 600 °С со степенью деформации 80 %: а – светлопольное изображение, субмикроструктурная структура; в – светлопольное изображение, коалесценция субзерен α -фазы; б, г – темнопольные изображения в рефлексе $(110)_\alpha$

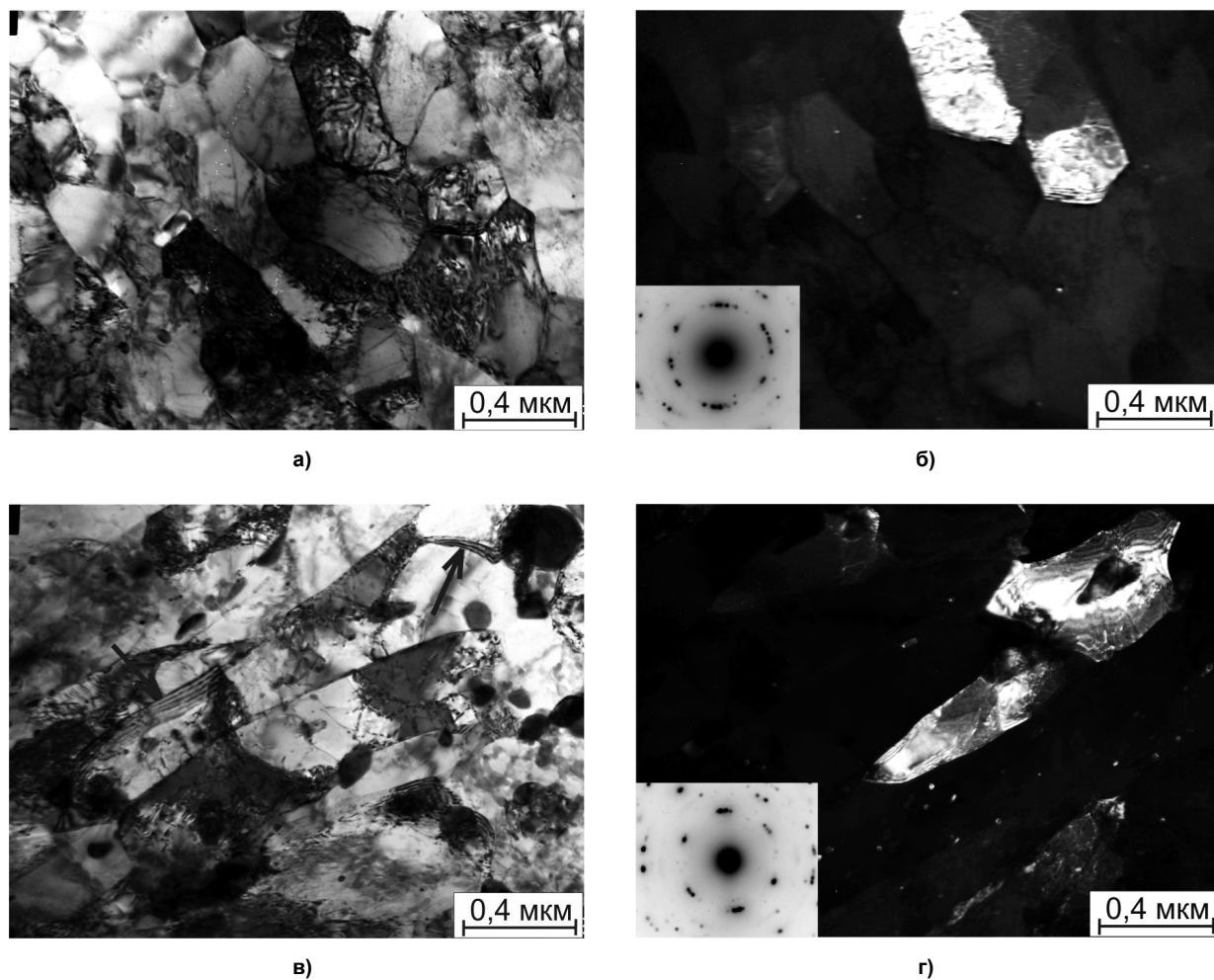


Рис. 4. Микроструктура сталей ВКС-7 (а, б) и ВКС-10 (в, г) после прокатки при температуре 700 °С со степенью деформации 80 %: а, в – светлопольные изображения; в, г – темнопольные изображения в рефлексе $(110)_\alpha$

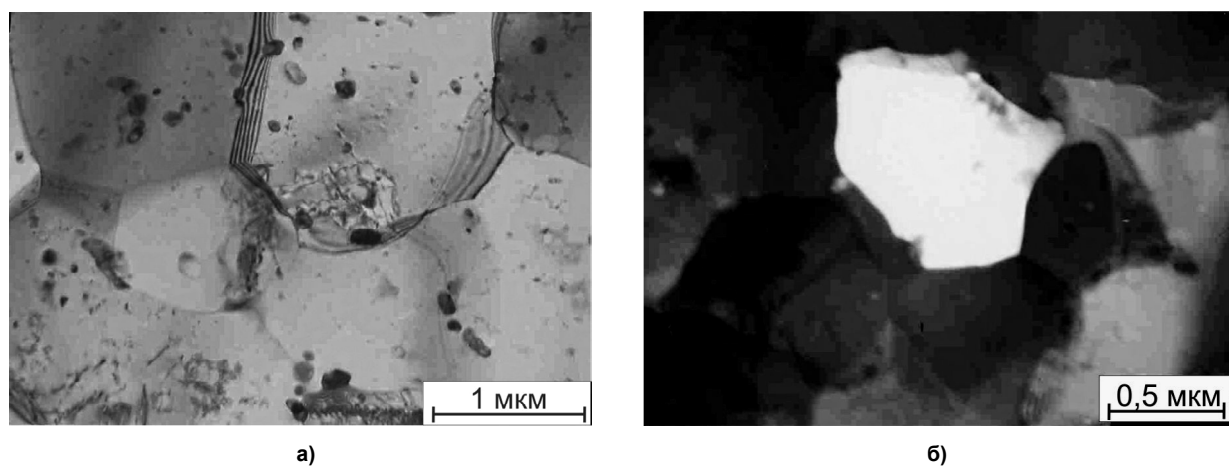


Рис. 5. Микроструктура стали ВКС-7 после деформации осадкой со степенью 50 % при температуре 600 °С: а – светлопольное изображение, зерна, субзерна, карбиды; б – темнопольное изображение в рефлексе $(110)_\alpha$

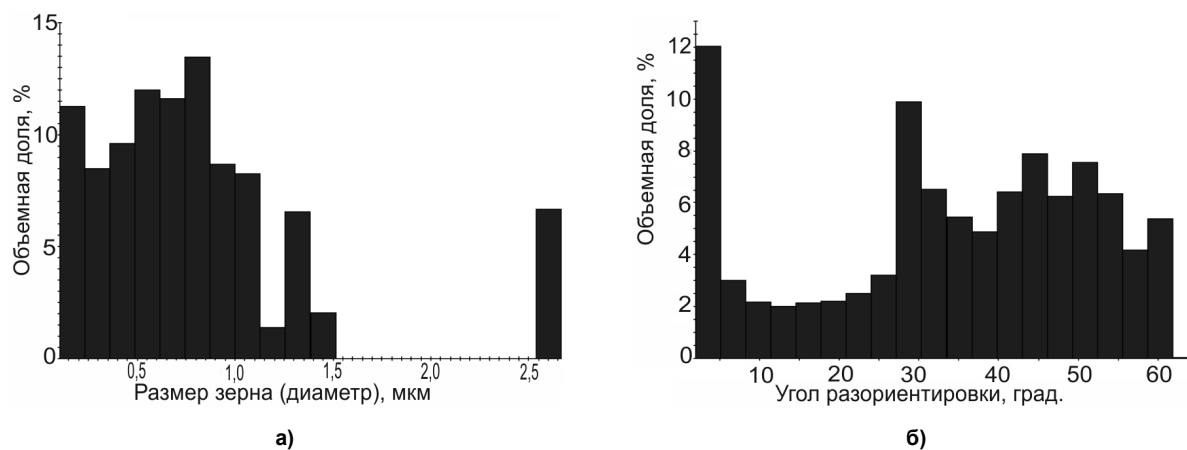


Рис. 6. Результаты анализа методом EBSD стали ВКС-7, подвергнутой тепловой деформации осадкой при 600 °С, 50 %: а – распределение зерен (субзерен) по размерам; б – распределение зерен (субзерен) по величине угловой разориентации

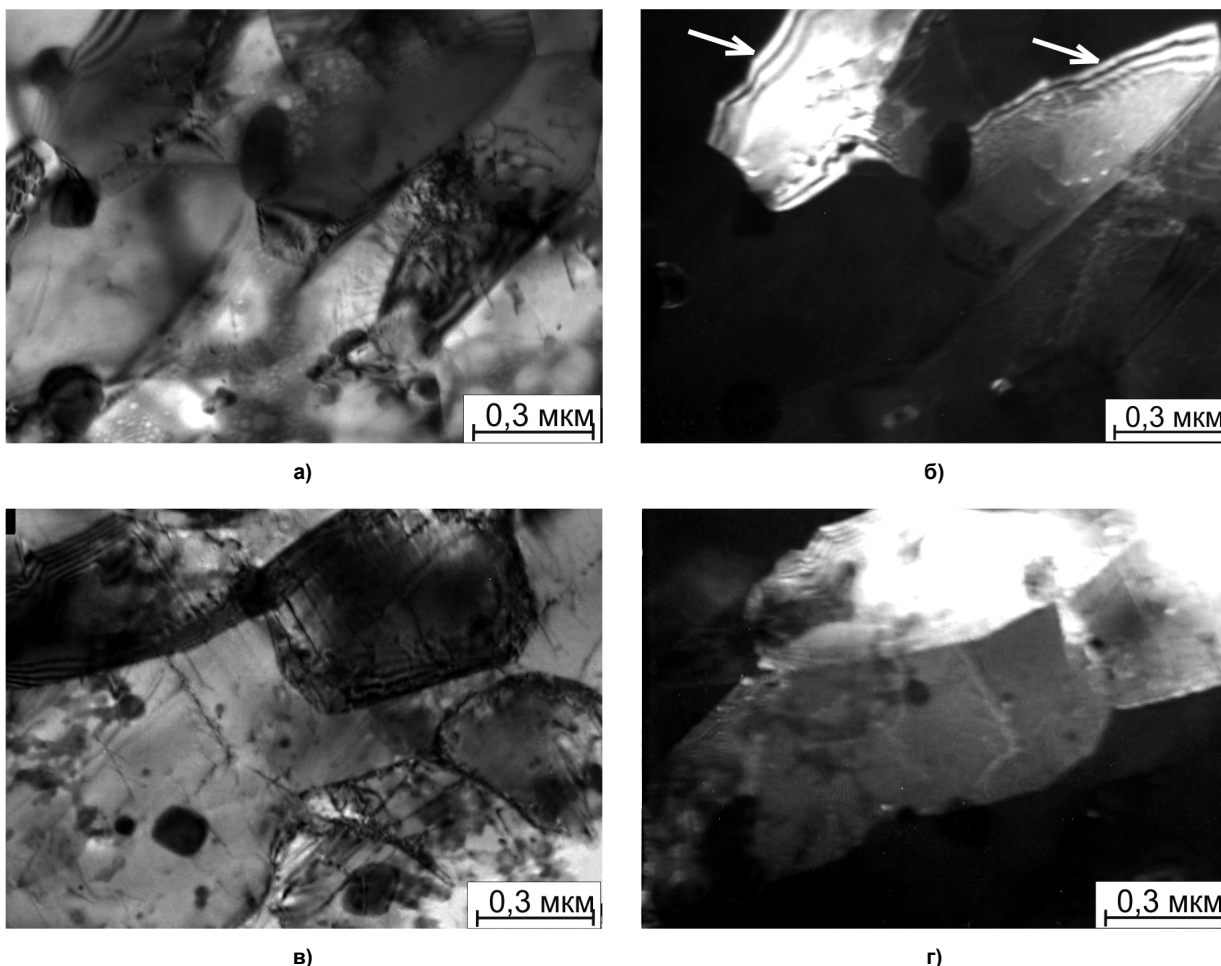


Рис. 7. Микроструктура стали ВКС-10 после осадки при температуре 700 °С со степенью деформации 60 %: а – светлопольное изображение, зародыши рекристаллизации; в – светлопольное изображение, коалесценция субзерен α -фазы близкой ориентации; б, г – темнопольные изображения в рефлексе $(101)_{\alpha}$

Присутствие мелких частиц цементита в структуре стали ВКС-7, деформированной осадкой при 600 °С, указывает на вынос углерода из цементита на дислокации в α -фазу [17], произошедший при деформации, и последующее выде-

ление цементита в виде частиц, что вызвало снижение температуры рекристаллизации. При этом α -матрица превратилась в низколегированное α -железо. Благодаря выделению карбидов достаточно крупных размеров при тепловой де-

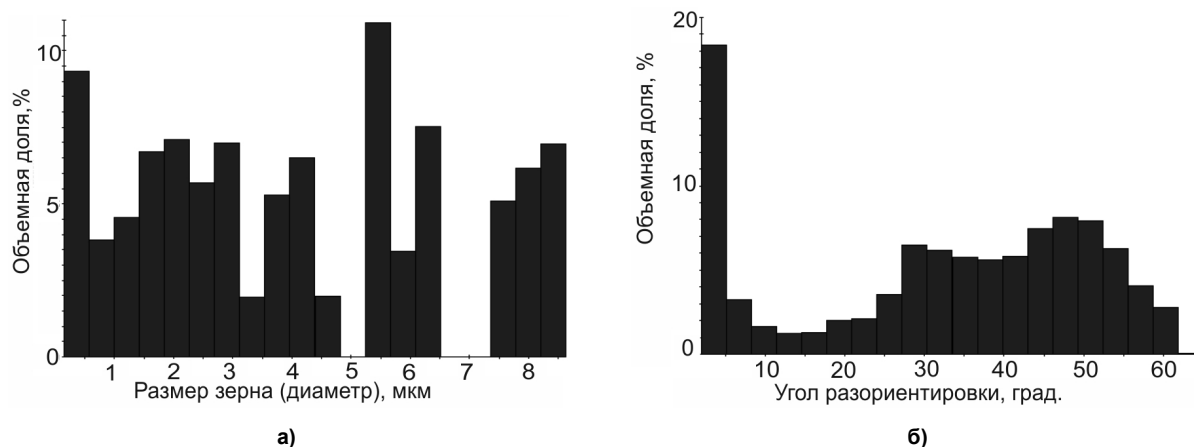


Рис. 8. Результаты анализа методом EBSD стали ВКС-10, подвергнутой тепловой деформации осадкой при 700 °С, 60 %: а – распределение зерен (субзерен) по размерам; б – распределение зерен (субзерен) по величине угловой разориентации

формации появились условия для развития рекристаллизации, аналогично тому, как наблюдали авторы [19].

Известно, что температура рекристаллизации нелегированного железа – 560 °С [20], а температура рекристаллизации легированного железа может быть выше 650 °С [19]. В настоящем исследовании теплая прокатка при 600 °С не привела к началу рекристаллизации, напротив, при осадке она получила активное развитие за счет увеличения скорости деформации, изменения схемы нагружения, а также благодаря несколько большей степени деформации – 50 %, чем при прокатке – 40 %. Развитию рекристаллизации, возможно, способствовало также более медленное охлаждение объемных кубических образцов, подвергнутых осадке, чем более тонких плоских образцов, подвергнутых прокатке.

Следует отметить, что в более легированной стали ВКС-10 рекристаллизация α -фазы происходит при более высокой температуре 700 °С в процессе деформации осадкой со степенью 60 %. Это обусловлено несколько большим, чем в стали ВКС-7, содержанием легирующих элементов в α -твердом растворе, а также присутствием нерастворенных специальных карбидов. В результате рекристаллизации *in situ* образуются мелкие зерна, разделенные высокоугловыми границами (указано стрелками на рис. 7, а, б). Можно заключить, что при тепловой деформации в реэчном мартенсите появляются отдельные ячейки (субзерна), разориентация которых с соседними достигла значительной величины. В других местах ячейки α -фазы, разделенные между собой на небольшой угол, сливаются, образуя участки с низкой плотностью дислокаций (рис. 7, в, г). Анализ структуры данного образца методом EBSD показал, что в результате тепловой деформации образовались зерна, минимальный размер которых менее микрометра, а максимальный не превышает 9 мкм (рис. 8, а),

причем доля зерен размером менее 4 мкм составляет более 50 %. Доля высокоугловых границ велика и составляет более 80 % (рис. 8, б).

В работах [21, 22] было установлено, что создание ультрамелкозернистой структуры при тепловой деформации низкоуглеродистой стали сопровождается существенным повышением прочности и ударной вязкости. Заслуживает быть отмеченным и тот факт, что теплая деформация низкоуглеродистых высоколегированных сталей может быть использована в качестве предварительной обработки, исключающей проявление структурной наследственности при нагреве под последующую термическую обработку.

Выводы

1. Образование фрагментированной структуры в легированных низкоуглеродистых сталях ВКС-7 и ВКС-10 мартенситного класса при тепловой деформации прокаткой или осадкой в α -состоянии связано с развитием структурных превращений, сопутствующих деформации, – растворение и выделение карбидных фаз, сток дислокаций на высокоугловые границы реек, полигонизация и рекристаллизация.

2. Прокатка сталей ВКС-7 и ВКС-10 в α -состоянии (при 600 °С со степенью деформации 40 %) не приводит к созданию фрагментированной структуры, в мартенсите сохраняются рейки, разделенные на ячейки. При увеличении степени деформации до 60 % образуются отдельные фрагменты с высокоугловыми границами. Деформация прокаткой со степенью 80 % увеличивает долю фрагментированной структуры, однако также способствует коалесценции субзерен близкой ориентации, приводящей к образованию крупных фрагментов α -фазы.

3. Увеличение температуры прокатки до 700 °С и степени деформации до 80 % вызывает эффективную фрагментацию структуры стали ВКС-7,

однако в более легированной стали ВКС-10 сохраняются признаки реечного строения.

4. Изменение схемы деформации стали ВКС-7 с прокатки на всестороннюю осадку при 600 °С со степенью 50 % вызывает рекристаллизацию α-фазы по механизму *in situ* с образованием высокой доли ультрамелкозернистой структуры (размер зерен 0,2–2,5 мкм). В ВКС-10 с большим содержанием легирующих элементов подобные явления происходят при более высокой температуре тепловой осадки, 700 °С.

Электронно-микроскопические исследования выполнены в Центре коллективного пользования «Электронная микроскопия» УрО РАН – отделе электронной микроскопии «Испытательного центра нанотехнологий и перспективных материалов» ИФМ УрО РАН.

Данная работа выполнена в рамках государственного задания по теме «Структура» (№ 01201463331 проект №15-17-2-24) и при поддержке РФФИ (проект № 14-03-31455_мол_а).

Литература

1. Пикеринг, Ф.Б. Физическое металловедение и разработка сталей / Ф.Б. Пикеринг. – М.: Металлургия, 1982. – 182 с.

2. Рыбин, В.В. Технологии создания конструкционных наноструктурированных сталей / В.В. Рыбин, В.А. Мальшевский, Е.И. Хлусова // *МиТОМ*. – 2009. – № 6. – С. 3–7.

3. Принципы легирования, фазовые превращения, структура и свойства хладостойких свариваемых судостроительных сталей / И.В. Горынин, В.В. Рыбин, В.А. Мальшевский, Е.И. Хлусова // *МиТОМ*. – 2007. – № 1. – С. 9–15.

4. Влияние равноканального углового прессования на структуру и механические свойства низкоуглеродистой стали 10Г2ФГ / Е.Г. Астафурова, Г.Г. Захарова, Е.В. Найденкин и др. // *ФММ*. – 2010. – Т. 110, № 3. – С. 275–284.

5. Исследование многослойного материала на основе нержавеющей стали, полученного методом горячей пакетной прокатки / Т.И. Табатчикова, И.Л. Яковлева, А.И. Плохих, С.Ю. Дельгадо Рейна // *ФММ*. – 2014. – Т. 115, № 4. – С. 431–441.

6. Бернштейн, М.Л. Термомеханическая обработка стали / М.Л. Бернштейн, В.А. Займовский, Л.М. Капуткина. – М.: Металлургия, 1983. – 480 с.

7. Счастливцев, В.М. Исправление структуры и изломов перегретой конструкционной стали / В.М. Счастливцев, А.Б. Кутыин, М.А. Смирнов. – Екатеринбург: УрО РАН, 2003. – 190 с.

8. Счастливцев, В.М. Структурная наследственность и интеркристаллитная хрупкость в высокопрочной низкоуглеродистой легированной стали / В.М. Счастливцев, Т.И. Табатчикова, И.Л. Яковлева // *ФММ*. – 1995. – Т. 80, № 6. – С. 96–107.

9. Фазовые и структурные превращения при

лазерном нагреве стали. III. Влияние пластической деформации закаленной стали на перекристаллизацию при лазерном нагреве / В.Д. Садовский, Т.И. Табатчикова, В.М. Счастливцев, А.Л. Осинцева // *ФММ*. – 1987. – Т. 63, № 6. – С. 1165–1173.

10. Суханов, Д.А. Повышение конструктивной прочности сталей формированием тонкодисперсной слоистой структуры: дис. ... канд. техн. наук / Д.А. Суханов. – Новосибирск, 2002. – 198 с.

11. Горелик, С.С. Рекристаллизация металлов и сплавов / С.С. Горелик. – М.: Металлургия, 1978. – 568 с.

12. Новиков, И.И. Теория термической обработки металлов / И.И. Новиков. – М.: Металлургия, 1986. – 480 с.

13. Структурные изменения в пакетном мартенсите закаленных псевдомонокристаллов конструкционной стали при большой пластической деформации / Ю.В. Хлебникова, Д.П. Родионов, И.Л. Яковлева, В.М. Счастливцев // *ФММ*. – 1998. – Т. 86, вып. 4. – С. 95–103.

14. Дегтярев, М.В. Особенности формирования и рекристаллизации субмикроструктурной структуры закаленной стали 20Г2Р. I Эволюция структуры при деформации сдвигом под давлением / М.В. Дегтярев, Л.М. Воронова, Т.И. Чацухина // *ФММ*. – 2005. – Т. 99, № 4. – С. 75–82.

15. Родионов, Д.П. Стальные монокристаллы / Д.П. Родионов, В.М. Счастливцев. – Екатеринбург: УрО РАН, 1996. – 276 с.

16. Новиков, И.И. Кристаллография и дефекты кристаллической решетки / И.И. Новиков, К.М. Розин. – М.: Металлургия, 1990. – 336 с.

17. Перлит в углеродистой стали / В.М. Счастливцев, Д.А. Мирзаев, И.Л. Яковлева и др. – Екатеринбург: УрО РАН, 2006. – 311 с.

18. Структура и свойства мартенсита конструкционных легированных сталей после деформирования по различным схемам / Л.С. Давыдова, М.В. Дегтярев, Р.И. Кузнецов и др. // *ФММ*. – 1986. – Т. 61, вып. 2. – С. 339–347.

19. Формирование сверхмелкозернистой структуры при рекристаллизации сильнодеформированной конструкционной стали / М.И. Дегтярев, Т.И. Чацухина, Л.М. Воронова и др. // *ФММ*. – 1994. – Т. 77, вып. 2. – С. 141–146.

20. Штейнберг, М.М. Исследование разупрочнения и энергии межатомных связей в комплексно-легированном феррите / М.М. Штейнберг, А.С. Златкина, И.К. Счастливцева // *ФММ*. – 1962. – Т. 14, вып. 6. – С. 820–827.

21. Влияние субмикроструктурного состояния на прочность и ударную вязкость низкоуглеродистой стали 12ГБА / И.М. Сафаров, А.В. Корзников, С.Н. Сергеев и др. // *ФММ*. – 2012. – Т. 113, № 10. – С. 1055–1064.

22. Прочность и ударная вязкость низкоуглеродистой стали с УМЗ-структурой / И.М. Сафаров, А.В. Корзников, С.Н. Сергеев и др. // *ФММ*. – 2014. – Т. 115, № 3. – С. 315–323.

Табатчикова Татьяна Иннокентьевна, д-р техн. наук, старший научный сотрудник, заведующая лабораторией физического металловедения, Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, г. Екатеринбург; tabat@imp.uran.ru.

Яковлева Ирина Леонидовна, д-р техн. наук, старший научный сотрудник, главный научный сотрудник лаборатории физического металловедения, Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, г. Екатеринбург; labmet@imp.uran.ru.

Дельгадо Рейна Светлана Юрьевна, канд. техн. наук, младший научный сотрудник лаборатории физического металловедения, Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, г. Екатеринбург; delgadosvetlana@gmail.com.

Плохих Андрей Иванович, канд. техн. наук, доцент кафедры «Материаловедение», Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана, г. Москва; plokhikh@bmstu.ru.

Ефимова Екатерина Дмитриевна, младший научный сотрудник лаборатории физического металловедения, Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, г. Екатеринбург; efimova@imp.uran.ru.

Поступила в редакцию 10 сентября 2015 г.

DOI: 10.14529/met150410

FORMATION OF FRAGMENTED STRUCTURE DURING WARM DEFORMATION OF LOW-CARBON MARTENSITE STEEL

*T.I. Tabatchikova*¹, tabat@imp.uran.ru,

*I.L. Yakovleva*¹, labmet@imp.uran.ru,

*S.Yu. Del'gado Reina*¹, delgadosvetlana@gmail.com,

*A.I. Plokhikh*², plokhikh@bmstu.ru,

*E.D. Efimova*¹, efimova@imp.uran.ru

¹ *M.N. Mikheev Institute of Metal Physics, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, Ekaterinburg, Russian Federation,*

² *Bauman Moscow State Technical University, Moscow, Russian Federation*

The structure of low-carbon martensite steels VKS-7 and VKS-10 subjected to warm rolling or compression in alpha state at 600 and 700 °C is studied by metallography, scanning and transmission electron microscopy. The role of dissolution and precipitation of carbide phases, sinking of dislocations to high-angle lath boundaries, polygonization and recrystallization in the process of formation of fragmented structure during warm deformation is considered. It is shown that the rolling to 40 % reduction at 600 °C does not produce fragmented structure, and laths divided into cells are retained in martensite. When deformation increases up to 60 %, separate fragments with high-angle boundaries appear. It is established that the fraction of fragmented structure increases significantly as deformation increases up to 80 %, and at the same time coalescence of subgrains having similar orientation occurs, resulting in the formation of large fragments of alpha phase. The increase of rolling temperature up to 700 °C and deformation up to 80 % produces effective fragmentation of structure in VKS-7 steel, though in the VKS-10 with higher alloy content some traces of lath structure remain. It is shown that the change of deformation mode of VKS-7 steel from rolling to overall compression by 50 % at 600 °C initiates *in situ* recrystallization of alpha phase and formation of large fraction of ultrafine-grained structure (grain size 0.2–0.5 μm). In the VKS-10 steel these phenomena are observed at higher temperature of warm compression, in particular, at 700 °C.

Keywords: low-carbon alloy steel; structural inheritance; warm deformation; compression; rolling; martensite; fragmented structure.

References

1. Pickering F.B. *Physical Metallurgy and the Design of Steels*. London, Applied Science Publ., 1978. 275 p.
2. Rybin V.V., Malyshevskii V.A., Khlusova E.I. Technology for Creating Nanostructured Construction Steels. *Metal Science and Heat Treatment*, 2009, vol. 51, no. 5, pp. 267–271. DOI: 10.1007/s11041-009-9162-4
3. Gorynin I.V., Rybin V.V., Malyshevskii V.A., Khlusova E.I. Alloying Principles, Phase Transformations, Structure and Properties of Low-Temperature Weldable Shipbuilding Steels. *Metal Science and Heat Treatment*, 2007, vol. 49, no. 1, pp. 3–9. DOI: 10.1007/s11041-007-0001-1
4. Astafurova E.G., Zakharova G.G., Naydenkin E.V., Dobatkin S.V., Raab G.I. Influence of Equal-Channel Angular Pressing on the Structure and Mechanical Properties of Low-Carbon Steel 10G2FT. *The Physics of Metals and Metallography*, 2010, vol. 110, no. 3, pp. 260–268. DOI: 10.1134/S0031918X10090097

5. Tabatchikova T.I., Yakovleva I.L., Plokhikh A.I., Del'gado Reina S.Yu. Studying a Multilayer Material Based on Stainless Steels and Produced by Hot Pack Rolling. *The Physics of Metals and Metallography*, 2014, vol. 115, no. 4, pp. 403–412. DOI: 10.1134/S0031918X14040152
6. Bernshteyn M.L., Zaymovskiy V.A., Kaputkina L.M. *Termomekhanicheskaya obrabotka stali* [Thermomechanical Treatment of Steel]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1983. 480 p.
7. Schastlivtsev V.M., Kut'in A.B., Smirnov M.A. *Ispravlenie struktury i izlomov peregretoy konstruktsionnoy stali* [Correction of Structure and Fracture of Overheated Structural Steel]. Ekaterinburg, Ural Branch RAS Publ., 2003. 190 p.
8. Shchastlivtsev V.M., Tabatchikova T.I., Yakovleva I.L. [Structural Inheritance and Intercrystalline Brittleness in High-Strength Low-Carbon Alloy Steel]. *Fizika metallov i metallovedenie*, 1995, vol. 80, no. 6, pp. 96–107. (in Russ.)
9. Sadovskiy V.D., Tabatchikova T.I., Schastlivtsev V.M., Osintseva A.L. [Phase and Structural Transformations in Laser Heating of Steel. III. Influence of Plastic Deformation on the Recrystallization of Hardened Steel by Laser Heating]. *Fizika metallov i metallovedenie*, 1987, vol. 63, no. 6, pp. 1165–1173. (in Russ.)
10. Sukhanov D.A. *Povyshenie konstruktivnoy prochnosti staley formirovaniem tonkodispersnoy sloistoy struktury*. Kand. diss. [Increasing Structural Strength of Steels by the Formation of Fine Layered Structure. Cand. Diss.]. Novosibirsk, 2002. 198 p.
11. Gorelik S.S. *Rekristallizatsiya metallov i splavov* [Recrystallization of Metals and Alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1978. 568 p.
12. Novikov I.I. *Teoriya termicheskoy obrabotki metallov* [Theory of Heat Treatment of Metals]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1986. 480 p.
13. Khlebnikova Yu.V., Rodionov D.P., Yakovleva I.L., Schastlivtsev V.M. Structural Changes in Packet Martensite of Quenched Pseudosingle Crystals of a Structural Steel upon Large Plastic Deformation. *The Physics of Metals and Metallography*, 1998, vol. 86, no. 4, pp. 394–399.
14. Degtyarev M.V., Voronova L.M., Chashchukhina T.I. Formation and Recrystallization of Submicrocrystalline Structure in Quenched 20G2R Steel: I. Structure Evolution upon Deformation by Shear Under Pressure. *The Physics of Metals and Metallography*, 2005, vol. 99, no. 4, pp. 411–417.
15. Rodionov D.P., Schastlivtsev V.M. *Stal'nye monokristally* [Steel Single Crystals]. Ekaterinburg, Ural Branch RAS Publ., 1996. 276 p.
16. Novikov I.I., Rozin K.M. *Kristallografiya i defekty kristallicheskoj reshetki* [Crystallography and Crystal Lattice Defects]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1990. 336 p.
17. Schastlivtsev V.M., Mirzaev D.A., Yakovleva I.L., Okishev K.Yu., Tabatchikova T.I., Khlebnikova Yu.V. *Perlit v uglerodistoy stali* [Pearlite in Carbon Steel]. Ekaterinburg, Ural Branch RAS Publ., 2006. 311 p.
18. Davydova L.S., Degtyarev M.V., Kuznetsov R.I., Levit V.I., Novozhonov V.I., Pilyugin V.P., Smirnova N.A. Substructure and Properties of Martensite of Alloy Engineering Steels After Different Schemes of Deformation. *The Physics of Metals and Metallography*, 1986, vol. 61, no. 2, pp. 122–130.
19. Degtyarev M.V., Chashchukhina T.I., Voronova L.M., Davydova L.S., Pilyugin V.P. [Formation of Superfinegrain Structure During Recrystallization of Strong-Deformed Construction Steel]. *Fizika metallov i metallovedenie*, 1994, vol. 77, no. 2, pp. 141–146. (In Russ.)
20. Shteynberg M.M., Zlatkina A.S., Schastlivtseva I.K. [Research of Weakening and Interatomic Bond Energy in Complex-Alloy Ferrite]. *Fizika metallov i metallovedenie*, 1962, vol. 14, no. 6, pp. 820–827. (in Russ.)
21. Safarov I.M., Korznikov A.V., Sergeev S.N., Gladkovskii S.V., Borodin E.M. Effect of Submicrocrystalline State on Strength and Impact Toughness of Low-Carbon 12GBA Steel. *The Physics of Metals and Metallography*, 2012, vol. 113, no. 10, pp. 1001–1006. DOI: 10.1134/S0031918X12100109
22. Safarov I.M., Korznikov A.V., Galeev R.M., Sergeev S.N., Gladkovskii S.V., Borodin E.M., Pyshmintsev I.Yu. Strength and Impact Toughness of Low-Carbon Steel with Fibrous Ultrafine-Grained Structure. *The Physics of Metals and Metallography*, 2014, vol. 115, no. 3, pp. 295–302. DOI: 10.1134/S0031918X14030107

Received 10 September 2015

ОБРАЗЕЦ ЦИТИРОВАНИЯ

Образование фрагментированной структуры в низкоуглеродистых мартенситных сталях при тепловой деформации / Т.И. Табатчикова, И.Л. Яковлева, С.Ю. Дельгадо Рейна и др. // Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия». – 2015. – Т. 15, № 4. – С. 73–83. DOI: 10.14529/met150410

FOR CITATION

Tabatchikova T.I., Yakovleva I.L., Del'gado Reina S.Yu., Plokhikh A.I., Efimova E.D. Formation of Fragmented Structure During Warm Deformation of Low-Carbon Martensite Steel. *Bulletin of the South Ural State University. Ser. Metallurgy*, 2015, vol. 15, no. 4, pp. 73–83. (in Russ.) DOI: 10.14529/met150410