

ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 669.15-194.55:539.55:539.4.011.2

МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ И ХРУПКО-ВЯЗКИЙ ПЕРЕХОД В ВЫСОКОХРОМИСТОЙ МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ

© 2016 г. М. В. Однобокова, А. Ю. Кипелова, А. Н. Беляков, Р. О. Кайбышев

ФГАОУ ВПО “Белгородский государственный национальный исследовательский университет”,

308015 Белгород, ул. Победы, 85

e-mail: odnobokova@bsu.edu.ru

Поступила в редакцию 21.07.2015 г.;
в окончательном варианте – 23.10.2015 г.

Представлены данные по статическим испытаниям на растяжение и динамическим испытаниям на ударную вязкость высокохромистой мартенситной стали 10X9B1M1ФБР (мас. %: 0.12C; 9.8Cr; 0.93W; 1.01Mo; 0.2V; 0.05Nb; 0.05 N; 0.003B; 0.36Mn; 0.2Ni; 0.06Si; 0.01P; 0.008S; 0.02Cu; 0.1Co; 0.015Al; остальное Fe) в интервале температур от 20 до -196°C . При статическом нагружении понижение температуры приводит к повышению прочностных характеристик, причем пластичность также повышается при понижении температуры от 20 до -100°C . Это связано с тем, что вязкое разрушение остается основным механизмом вплоть до криогенных температур. Хрупко-вязкий переход, связанный с переходом от вязкого внутризеренного разрушения к квазихрупкому, наблюдается при -45°C . Сталь демонстрирует высокую ударную вязкость вплоть до температуры -60°C ($KCV_{-60} = 95 \text{ Дж/см}^2$), при которой доля вязкой составляющей в изломе равна 20%. При -80°C ударная вязкость падает до критических значений (30 Дж/см^2), что коррелирует с уменьшением доли вязкой составляющей на поверхности разрушения до 1%. Дальнейшее понижение ударной вязкости до 10 Дж/см^2 при -196°C связано с переходом от внутризеренного к межзеренному хрупкому разрушению.

Ключевые слова: мартенситная сталь, ударная вязкость, микроструктура, хрупко-вязкий переход, фрактография.

DOI: 10.7868/S0015323016040094

ВВЕДЕНИЕ

9–12% Cr стали мартенситного класса широко используются для изготовления элементов угольных энергоблоков, работающих при температуре пара до 630°C , поскольку обладают уникальной жаропрочностью [1, 2]. Кроме того, они не склонны к сильному охрупчиванию при долговременной эксплуатации, в отличие от аустенитных сталей [1, 3–6]. Это гарантирует надежную работу высокотемпературных трактов котлов и главного паропровода и позволяет с высокой точностью выполнять оценку остаточного ресурса этих агрегатов [1, 6]. Кроме того, низкая температура хрупко-вязкого перехода (ХВП) и высокая ударная вязкость обеспечивают высокую надежность эксплуатации роторов паровых турбин [1].

В последние 15 лет высокохромистые стали используются и рассматриваются в качестве перспективных материалов для различных деталей тепловых реакторов и реакторов на быстрых нейтронах, принадлежащих к 3 и 4-му поколению соответственно [7–10]. Воздействие нейтронов приводит к повышению температуры ХВП до $200\text{--}300^{\circ}\text{C}$ и уменьшению высокотемпературной

ударной вязкости [8, 9], низкая температура ХВП и высокие значения ударной вязкости являются критически важными требованиями для 9–12% Cr сталей, предназначенных для атомной энергетики, особенно упрочненных наночастицами оксидов [8–11].

Несмотря на важность параметров ударной вязкости и температуры ХВП для практического применения высокохромистых сталей [1], их детальному изучению посвящено ограниченное число работ [3–6, 12–17], причем ни в одной из них механизмы, ответственные за ХВП, не рассматривались. Целью данной работы является детальный анализ ХВП и механического поведения при криогенных температурах одной из самых распространенных современных высокохромистых сталей 10X9B1M1ФБР, которая является российским аналогом европейской стали E911 [1]. Эта сталь используется как материал для труб котлов и главного паропровода, а также для роторов паровых турбин. Для детального анализа ХВП в этом материале испытания на ударную вязкость были проведены одновременно со статическими испытаниями на растяжения в интервале темпе-

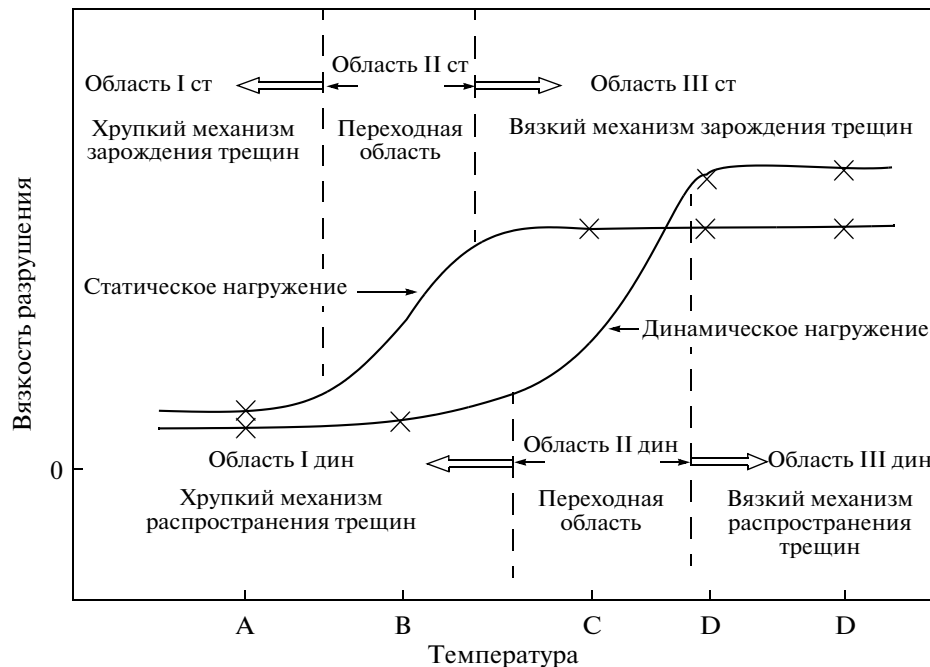


Рис. 1. Зависимость вязкости разрушения от температуры при статическом и динамическом нагружении [18].

ратур от -196 до 20°C . Выполнение такого комплексного исследования позволяет оценить влияние скорости нагружения на вязкость разрушения.

Хрупко-вязкий переход при статическом и ударном нагружениях

В сталях скорость нагружения влияет на ХВП в соответствии с хорошо известной схемой (рис. 1) [18]. В общем случае смещение температуры ХВП увеличивается с повышением скорости нагружения [18]. Разница между температурами ХВП, полученными при испытаниях на ударную вязкость и на статическое растяжение, зависит от предела текучести и для большинства сталей описывается уравнением [18]

$$\Delta T_{\text{ХВП}} = 100 - 1.2\sigma_{0.2}, \quad (1)$$

где $\Delta T_{\text{ХВП}}$ — разница в температурах ХВП при статическом растяжении и испытании на ударную вязкость ($^{\circ}\text{C}$), а $\sigma_{0.2}$ — предел текучести при комнатной температуре (МПа). Это соотношение достаточно хорошо выполняется для большинства сталей с пределом текучести от 193 до 931 МПа. Если сталь имеет более высокую прочность ($\sigma_{0.2} \geq 931$ МПа), то разница в температурах ХВП между статическим растяжением и ударной вязкостью отсутствует [18]. Зависимость вязкости разрушения от температуры при статическом и ударном нагружении описывает механизмы зарождения и распространения трещин (рис. 1) [18].

Использование стандартных образцов Шарпи с V-образным надрезом обеспечивает величину

интенсивности напряжений в вершине трещины больше критической величины K_{C} материала и приводит к нестабильному распространению трещины после достаточно коротких стадий образования и стабильного роста трещины с размером меньше критического [18]. При статическом и ударном нагружении в областях I (температура A) и III (температура D) зарождение и распространение трещины происходит по механизмам хрупкого и вязкого разрушения, соответственно [18]. В переходной области II при статическом нагружении (температура B) и ударном нагружении (температура C) трещина зарождается вязко, а распространяется по механизму хрупкого разрушения.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

Исследования проводили на стали 10X9B1M1ФБР следующего химического состава (мас. %): 0.12C; 9.8Cr; 0.93W; 1.01Mo; 0.2V; 0.05Nb; 0.05N; 0.003B; 0.36Mn; 0.2Ni; 0.06Si; 0.01P; 0.008S; 0.02Cu; 0.1Co; 0.015Al; остальное Fe. Образцы подвергали нормализации от 1060°C с последующим двухступенчатым отпуском при 300 и 760°C в течение 3 ч при каждой температуре. Исследование тонкой структуры, а также химического и фазового состава вторичных фаз после отпуска проводили на просвечивающем электронном микроскопе (ПЭМ) JEOL-2100 с ускоряющим напряжением 200 кВ, оснащенный приставкой для

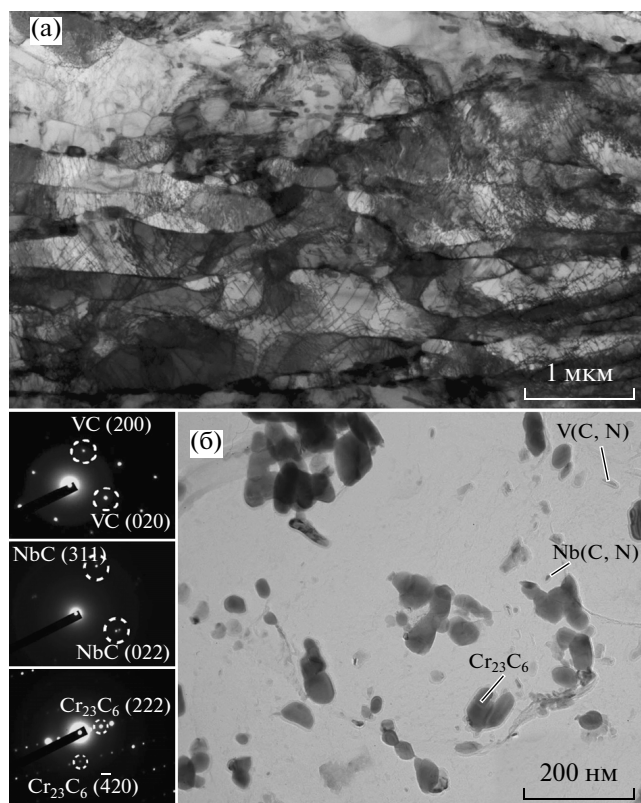


Рис. 2. Микроструктура (а) и частицы карбидов и карбонитридов на углеродной реплике (б) стали 10Х9В1М1ФБР после нормализации от 1060°C и двухступенчатого отпуска при 300 и 760°C.

энергодисперсионного микроанализа фирмы Oxford Instruments.

Фольги для ПЭМ изготавливали методом струйного электрополирования с использованием раствора 10% хлорной кислоты в уксусной на установке Struers Tenupol-5. Для получения точного химического состава частиц вторых фаз были исследованы углеродные реплики, полученные напылением углерода на заранее полированную и протравленную поверхность образца с последующим травлением металлической матрицы в растворе 10% соляной кислоты в этаноле при напряжении 2В.

Поперечный размер реек мартенсита рассчитывали методом секущих по ПЭМ-фотографиям. Плотность дислокаций определяли подсчетом отдельных дислокаций внутри реек мартенсита на характерных ПЭМ-изображениях. Средний размер частиц вторичных фаз измеряли по ПЭМ-фотографиям.

Испытания на растяжение проводили на плоских образцах с длиной рабочей части 35 мм и поперечным сечением $3 \times 7 \text{ мм}^2$ на универсальной испытательной машине Instron 5882 при температурах 20, 0, -10, -20, -60, -100 и -140°C со скоростью деформирования 2 мм/мин. Испытания

на ударную вязкость проводили на стандартных образцах квадратного сечения $10 \times 10 \text{ мм}^2$ и 55 мм длиной, с V-образным концентратором напряжений с использованием маятникового копра Instron IMP 460 при температурах 20, 0, -20, -40, -60, -80 и -196°C.

Фрактографические исследования после механических испытаний проводили с использованием сканирующего электронного микроскопа FEI Quanta 600F. Долю вязкой составляющей в изломе образцов, испытанных на ударную вязкость при различных температурах, и температуру хрупко-вязкого перехода FATT (Fracture Appearance Transition Temperature – температура перехода в хрупкое состояние), определяемую по доле вязкой составляющей, рассчитывали согласно ASTM E 23-07a.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Микроструктура стали после двухступенчатого отпуска

Сталь 10Х9В1М1ФБР после нормализации и двухступенчатого отпуска имеет типичную для высокохромистых мартенситных сталей структуру троостомартенсита со средним поперечным размером реек пакетного мартенсита около 0.335 мкм (рис. 2а). Внутри мартенситных реек наблюдается высокая плотность дислокаций около $5 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$. В процессе отпуска происходит выделение карбидов типа M_{23}C_6 со средним размером 100–150 нм по границам исходных аустенитных зерен (ИАЗ), мартенситных пакетов и блоков (рис. 2а).

Равномерно по объему стали распределены карбонитриды $\text{M}(\text{C}, \text{N})$, обогащенные ниобием и ванадием, которые отчетливо различаются своей морфологией [12]. Так, частицы карбонитрида, обогащенные ниобием, имеют круглую форму со средним размером около 5–10 нм, а частицы карбонитрида, обогащенные ванадием, пластинчатую форму со средней длиной 50 нм и шириной 10 нм (рис. 2б). Следовательно, сталь 10Х9В1М1ФБР имеет двухфазное разделение карбонитридов $\text{M}(\text{C}, \text{N})$ на обогащенные ниобием и ванадием, которое обеспечивает их устойчивость против коагуляции при воздействии высоких температур [1, 12, 19, 20].

Механические свойства

На рис. 3 представлены инженерные кривые напряжение-деформация (диаграммы растяжения). Значения предела прочности (σ_B), предела текучести ($\sigma_{0.2}$) и относительного удлинения (δ) и равномерного удлинения (δ_p), полученные в результате испытаний, приведены в таблице.

При всех температурах испытания форма кривых σ – ε примерно одинакова. На начальной ста-

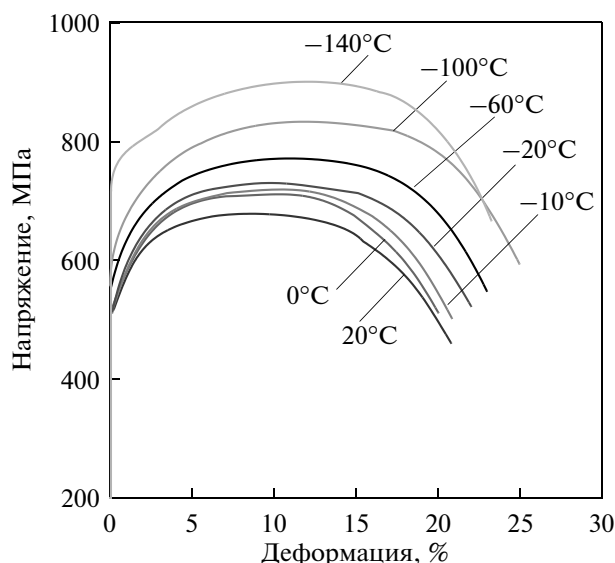


Рис. 3. Инженерные кривые напряжение–деформация стали 10Х9В1М1ФБР при механических испытаниях на растяжение в интервале температур от 20 до -140°C .

дрии деформации наблюдается заметное деформационное упрочнение, которое плавно переходит в продолжительную стадию устойчивого течения. Локализация деформации, которая приводит к образованию шейки (рис. 4), происходит на стадии кажущегося разупрочнения. Таким образом, при всех температурах испытания разрушение образцов происходит после значительного равномерного удлинения (таблица).

Отношение $\sigma_B/\sigma_{0,2}$ варьируется от 1.35 до 1.42, что обеспечивает высокую устойчивость пластического течения и высокое равномерное удлинение. Понижение температуры приводит к повышению как прочностных характеристик, так и пластичности, которая начинает уменьшаться только при $T < -100^{\circ}\text{C}$. Так при понижении температуры испытания от 20 до -140°C предел текучести увеличился от 500 до 710 МПа. Относительное удлинение лежит в пределах 20–25%. Таким образом, сталь не проявляет никаких признаков

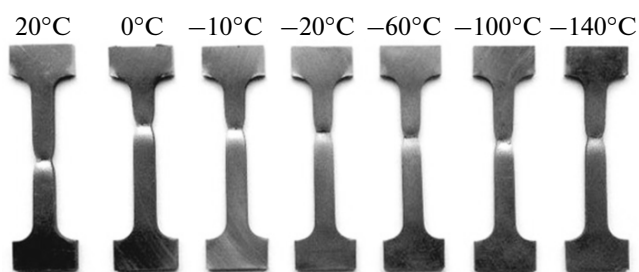


Рис. 4. Образцы стали 10Х9В1М1ФБР после механических испытаний на растяжение в интервале температур от 20 до -140°C .

ХВП при понижении температуры испытания до криогенных температур.

Ударная вязкость

Результаты испытаний на ударную вязкость стали 10Х9В1М1ФБР приведены на рис. 5. Сталь проявляет ярко-выраженный ХВП при -45°C . При понижении температуры испытания от 0 до -80°C наблюдается практически линейное падение значений ударной вязкости от 230 до 30 Дж/см² (рис. 5а). Стоит отметить, что сталь демонстрирует очень высокую ударную вязкость вплоть до температуры -60°C , при которой $KCV = 95$ Дж/см². Значение ударной вязкости падает в 3 раза при понижении температуры с -60 до -80°C . Однако даже при этой температуре $KCV = 30$ Дж/см². Такая величина считается достаточной, чтобы остановить разрушение при распространении трещины при динамическом нагружении, и выше величины 20 Дж/см², которая принимается за условную границу перехода от вязкого к хрупкому разрушению [18]. При последующем понижении температуры испытания до -196°C происходит дальнейшее падение ударной вязкости до 10 Дж/см². Т.е. сталь полностью охрупчивается только при температуре жидкого азота.

Анализ кривых разрушения (рис. 5б) показывает, что в интервале температур от 20 до -60°C понижение температуры испытания повышает нагрузку, причем разрушение происходит в обла-

Влияние температуры испытания на предел текучести ($\sigma_{0,2}$), временное сопротивление разрушению (σ_B), относительное удлинение (δ) и равномерное удлинение (δ_p)

Механические свойства	Температура испытания, $^{\circ}\text{C}$						
	20	0	-10	-20	-60	-100	-140
σ_B , МПа	675	710	715	730	770	830	900
$\sigma_{0,2}$, МПа	500	500	510	520	545	590	710
δ , %	21	20	21	22	23	25	23
δ_p , %	9.5	10	10.5	11	12	14	13

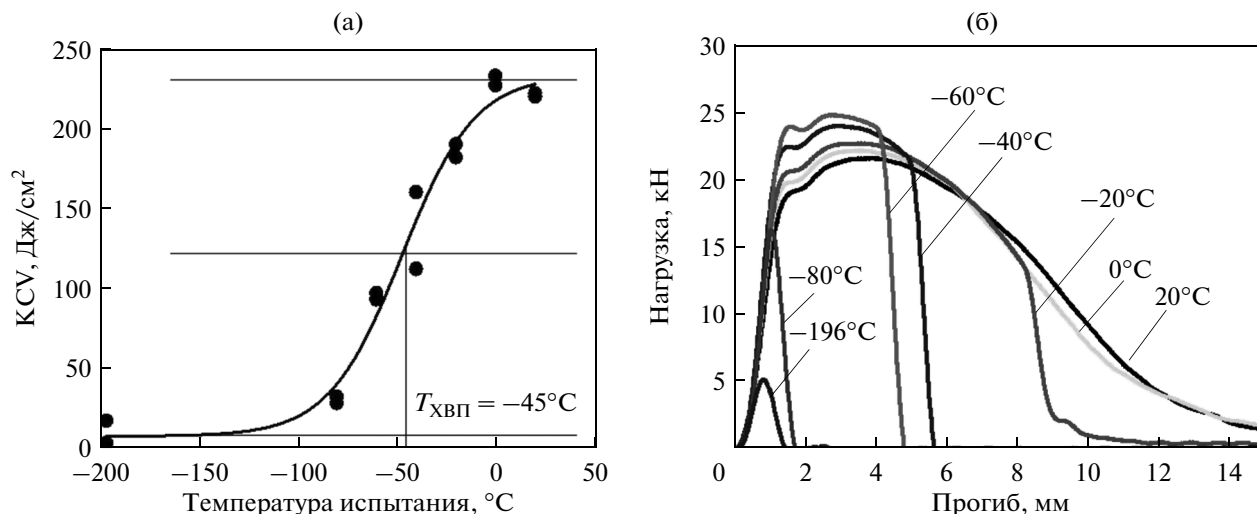


Рис. 5. Зависимость ударной вязкости от температуры испытания (а) и кривые нагрузка—прогиб для различных температур (б).

сти пластической деформации. Это повышение нагрузки коррелирует с повышением напряжений при статическом нагружении и показывает, что в этом температурном интервале разрушение происходит после большой пластической деформации. При температуре -20°C и выше область пластической деформации превышает толщину образца, что позволяет говорить о так называемом “шарнирном” разрушении, когда путь распространения трещины до разделения образца на две части оказывается намного длиннее, чем толщина Шарпи образца [18, 21]. Только при температуре -40°C и ниже трещина распространяется вдоль толщины образца. Переход к хрупкому разрушению без образования пластической зоны происходит при -80°C . При этой температуре и ниже распространение трещины начинает опережать движение маятника, т.е. распространение трещины происходит за счет релаксации упругой энергии [18]. При -196°C механизм хрупкого разрушения становится иным, поскольку нагрузка, необходимая для начала магистрального распространения трещины уменьшается более чем в 3 раза.

Фрактография

Фрактографии изломов стали 10Х9В1М1ФБР после испытания на растяжение приведены на рис. 6. Анализ поверхностей изломов в центральной части образцов (зоне зарождения и медленного распространения трещины) свидетельствует об однотипном вязком разрушении в интервале температур от 20 до -60°C (рис. 6а–6г). В этом интервале преобладает вязкое внутризеренное разрушение, осуществляемое по механизму зарождения, роста и слияния микропор. Большая

часть поверхности изломов представлена мелкими глубокими ямками размером менее 5 мкм с небольшим количеством крупных ямок размером от 10 до 20 мкм, в большинстве которых на дне присутствуют частицы. Зарождение крупных ямок происходит в основном на поверхностях раздела между матрицей и дисперсными частицами, причем большинство этих крупных пор [22] располагаются на границах ИАЗ. Коалесценция этих пор приводит к образованию “каньонов” по границам зерен (указаны стрелками на рис. 6а, 6г). Следовательно, имеет место межкристаллитное вязкое разрушение [22]. Однако оно не играет существенной роли, поскольку поры, образовавшиеся на зернограницных частицах, растут изолированно и только в отдельных случаях образуют продолговатые трещины, размер которых существенно меньше критического.

С понижением температуры испытания до -100 и -140°C происходит увеличение доли “каньонов”, причем они зарождаются не только по границам ИАЗ, но и по границам пакетов мартенсита (рис. 6д, 6е). Круглые поры большого размера образуются по механизму вязкого разрушения, а продолговатые поры — по механизму квазисколла [22], причем наличие линий скольжения на их стенках свидетельствует об интенсивной пластической деформации, происходящей при образовании поверхностей. В целом с понижением температуры испытания увеличивается доля межзеренного разрушения и происходит переход от вязкого разрушения к квазисколу. Однако даже при -140°C вязкое внутризеренное разрушение является преобладающим механизмом соответственно поверхность изломов образцов, испытанных при этих температурах, представляет чередование коньонов и крупных ямок, образовав-

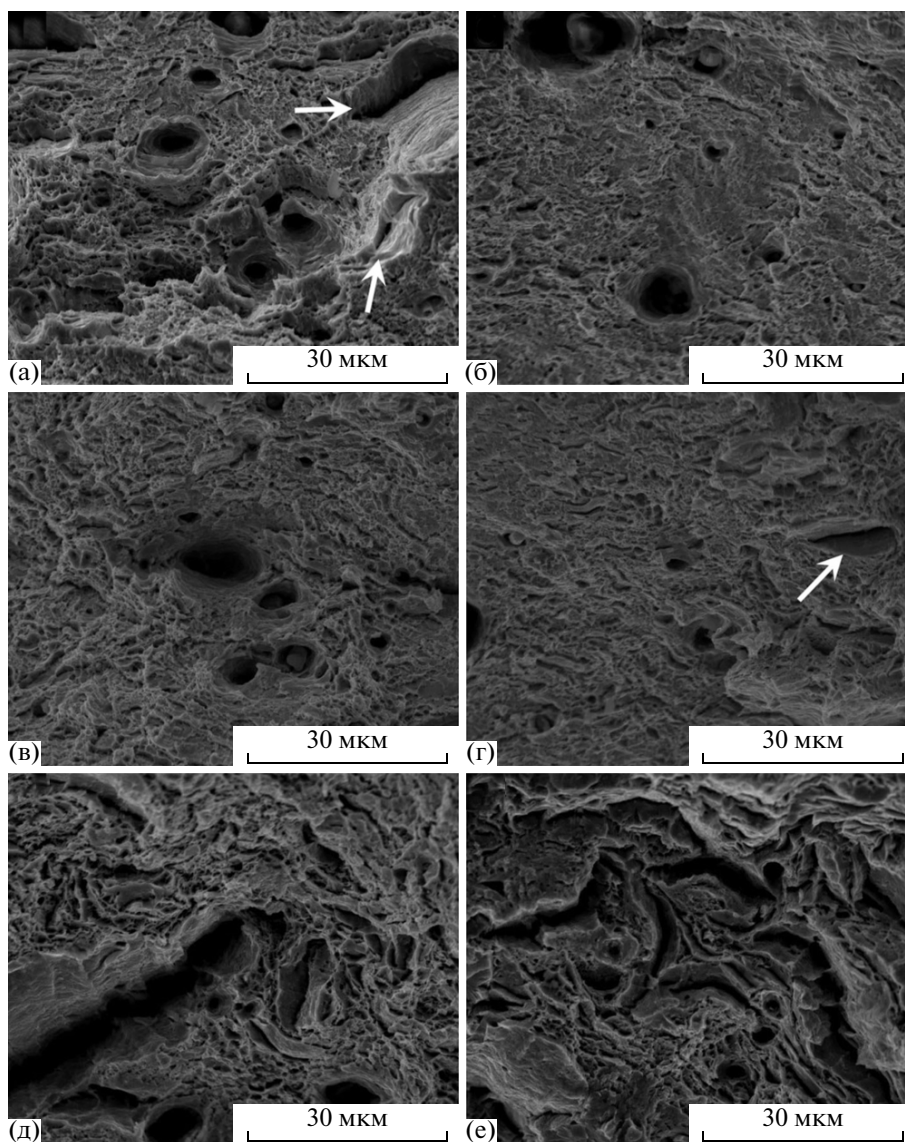


Рис. 6. Фрактография изломов стали 10X9V1M1ФБР после испытания на растяжение при температурах 20°C (а), 0°C (б), -20°C (в), -60°C (г), -100°C (д), -140°C (е).

шихся по границам ИАЗ и мартенситных пакетов, и мелких ямок в теле пакетов. Таким образом, пока основным механизмом остается вязкое внутризеренное разрушение, характеризующееся очень маленьким размером ямок, пластичность стали не снижается.

Изломы образцов стали 10X9V1M1ФБР после испытаний на ударную вязкость приведены на рис. 7. Видно, что в интервале температур от 20 до -20°C наблюдается полностью вязкое разрушение. На поверхности изломов хорошо видны ямки. Крупные ямки образуются на зернограницных частицах $M_{23}C_6$ (≥ 100 нм), располагающихся по границам ИАЗ, мартенситных пакетов и блоков. Размер и форма ямок определяется морфологией и размером этих частиц. В результате раз-

мер ямок изменяется в широком диапазоне от 5–30 мкм. Понижение температуры испытания увеличивает количество крупных ямок. При температуре -40°C наблюдается переход от вязкого к хрупкому транскристаллитному разрушению (доля вязкой составляющей 60%), причем хрупкое разрушение идет по механизму квазискола [22].

Разрушение смешанного типа сохраняется и при -60°C. В изломе наблюдаются как области вязкого ямочного разрушения, так и области хрупкого разрушения. Фасетки квазискола соединены между собой гребнями отрыва лепесткового типа. Соответственно, если разрушение носит внутризеренный характер, а в изломе наблюдаются области вязкого разрушения, ударная вязкость остается высокой ($KCV_{-60} = 95$ Дж/см²). Заметное

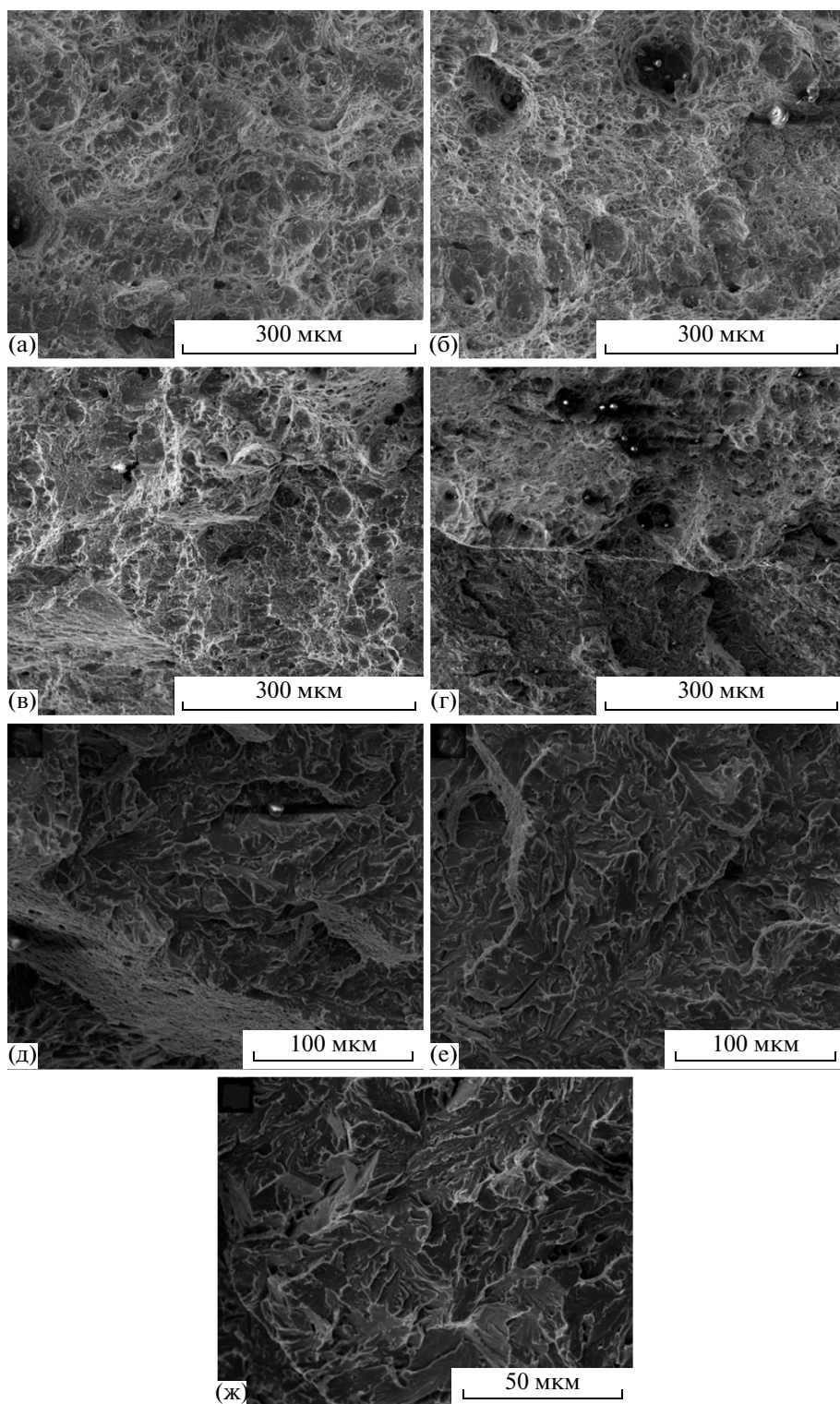


Рис. 7. Фрактография изломов стали 10X9V1M1ФБР после испытания на ударную вязкость при температурах 20°C (а), 0°C (б), -20°C (в), -40°C (г), -60°C (д), -80°C (е), -196°C (ж).

снижение ударной вязкости (30 Дж/см²) при понижении температуры испытания до -80°C коррелирует с исчезновением пластической области на кривой разрушения и уменьшением доли вязкой

составляющей до 1%. Дальнейшее падение ударной вязкости с понижением температуры до -196°C связано с развитием межзеренного разрушения по границам ИАЗ и пакетов мартенсита. Та-

ким образом, сталь 10Х9В1М1ФБР сохраняет ударную вязкость выше условного уровня (20 Дж/см^2), который характеризует переход к полностью хрупкому разрушению [18], пока при ударных нагрузках она разрушается по механизмам транскристаллитного квазискола. Если при распространении магистральной трещины вязкий механизм разрушения вносит даже незначительный вклад в общее разрушение, то величина КСВ оказывается достаточной для подавления начавшегося разрушения [18].

По доле вязкой составляющей также была определена температура ФАТТ, которая соответствует -45°C . Именно при этой температуре доля вязкой составляющей в изломе равна 50%. Необходимо отметить, что температура ФАТТ совпадает с температурой ХВП, соответствующей температуре, при которой наблюдается среднее значение между максимальной и минимальной ударной вязкостью (рис. 8). Следует отметить, что минимальная величина КСВ = 40 Дж/см^2 , которая должна быть при комнатной температуре, чтобы обеспечить надежную работу как паровых турбин, так и высокотемпературных трактов котлов и главного паропровода, наблюдается при температуре около -70°C , т.е. сталь 10Х9В1М1ФБР имеет большой запас по вязкости разрушения.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Анализ результатов показывает, что сталь 10Х9В1М1ФБР демонстрирует не только выдающееся сопротивление ползучести [1], но и очень хорошие показатели вязкости разрушения. При статическом нагружении даже признаков хрупкого разрушения по механизму чистого скола, когда трещины распространяются по плоскостям $\{100\}$, выявлено не было вплоть до температуры жидкого азота. Такой механизм разрушения приводит к образованию характерных лестничных ступенек [22], которые часто наблюдаются на перлитных сталях даже при комнатной температуре [23]. Следовательно, исследованная сталь не склонна к охрупчиванию при статическом нагружении. Ударная вязкость стали 10Х9В1М1ФБР при динамическом нагружении также высока и превосходит аналогичную характеристику даже ферритной высокохромистой стали при комнатной температуре [24]. Наблюдается ярко выраженный ХВП при ударном нагружении, однако такой же переход, который должен быть согласно уравнению (1) при -90°C , при статическом нагружении отсутствует. Отсутствие корреляции с данными, полученными при растяжении, указывает на тот факт, что хрупкое разрушение данного материала может начаться только в том случае, если в конструкции будет трещина, размер которой будет превышать критический [18], а нагружение будет носить ударный характер. Таким образом ХВП в

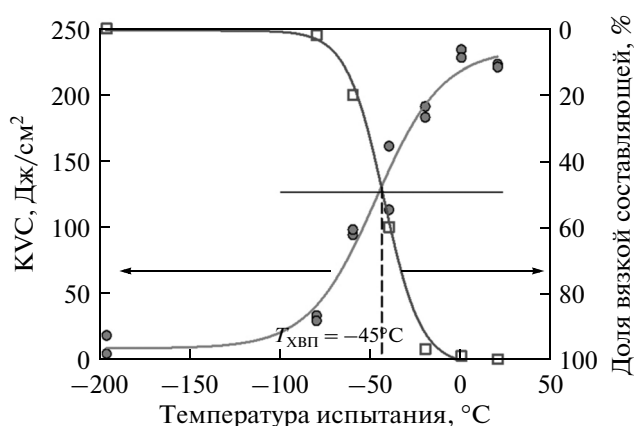


Рис. 8. Зависимости ударной вязкости (●) и доли вязкой составляющей (□) от температуры испытания.

стали 10Х9В1М1ФБР имеет место только для третьей стадии разрушения, когда происходит неконтролируемое распространение магистральной трещины [18]. Для первой и второй стадий, когда происходит образование микротрещин и их слияние в устойчивую трещину способную к росту [18], ХВП не наблюдается вплоть до -140°C .

На основании полученных данных возможно дать следующий прогноз охрупчивания стали в процессе эксплуатации. При высоких температурах в стали типа 10Х9В1М1ФБР происходит укрупнение зернограницных карбидов M_{23}C_6 [25, 26]. Кроме того, по границам, в основном ИАЗ и пакетов мартенсита, выделяются крупные (от 300 нм до 1 мкм) частицы фаз Лавеса [27]. Это облегчает зарождение микротрещин по границам. При статическом нагружении это не приведет к охрупчиванию, поскольку никакие процессы, которые могут привести к переходу от вязкого разрушения к хрупкому внутри ферритной матрицы не идут [25–27], т.е. будет увеличиваться только доля межзеренного разрушения, которая при преобладании внутризеренного разрушения заметно не скажется на вязкости разрушения [12].

При ударном нагружении возможен переход к хрупкому межзеренному разрушению даже при комнатной температуре в случае образования непрерывных пленок по границам ИАЗ с падением величины КСВ до 6 Дж/см^2 [13]. Однако при ползучести непрерывные цепочки карбидов M_{23}C_6 и фаз Лавеса Fe_2W по границам ИАЗ в сталях данного типа не образуются [20, 25, 27]. Следовательно, в любом случае будет иметь место вязкое внутризеренное разрушение [5], что обеспечит величину $\text{КСВ} \geq 40 \text{ Дж/см}^2$ и позволит эксплуатировать угольные энергоблоки, в конструкции которых используются эти стали, без всяких ограничений по ресурсу. Сделать такой же вывод о возмож-

ности применения стали типа 10X9V1M1ФБР в конструкциях реакторов не представляется возможным, поскольку известно, что облучение нейтронами сильно охрупчивает высокохромистые стали [7–11], а описание характера влияния облучения на механизмы разрушения и ХВП в открытой литературе отсутствуют.

ВЫВОДЫ

1. Нормализация и двухступенчатый отпуск стали 10X9V1M1ФБР привели к формированию структуры троостомартенсита с зернограницными карбидами $M_{23}C_6$ и карбонитридами $M(C, N)$, расположенными в ферритной матрице. Имеет место двухфазное разделение карбонитридов $M(C, N)$ на обогащенные V и Nb.

2. Понижение температуры статического растяжения от 20 до -140°C приводит к повышению предела текучести на 33%, предела прочности на 42%, при этом пластичность практически не меняется и лежит в пределах 20–25%. Высокое равномерное удлинение обуславливается соотношением $\sigma_B/\sigma_{0.2} \sim 1.4$, которое слабо зависит от температуры. Вязкое внутризеренное разрушение является основным механизмом разрушения при всех температурах испытания. Понижение температуры приводит к увеличению вклада межзеренного механизма разрушения, связанного с образованием микротрещин на зернограницных карбидах $M_{23}C_6$. Его тип меняется от вязкого к квазихрупкому с понижением температуры.

3. Ярко выраженный хрупко-вязкий переход, который наблюдается при температуре -45°C , связан с переходом от вязкого внутризеренного разрушения к квазихрупкому. Сталь 10X9V1M1ФБР демонстрирует относительно высокую ударную вязкость до температуры -60°C (95 Дж/см²), только при понижении температуры испытания до -80°C ударная вязкость падает до критических значений (30 Дж/см²), что коррелирует с уменьшением доли вязкой составляющей на поверхности разрушения до 1%. При последующем понижении температуры до -196°C ударная вязкость уменьшается еще в 3 раза, что связано с переходом от внутризеренного хрупкого разрушения к межзеренному по границам исходных аустенитных зерен и пакетов мартенсита.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 14-29-00173). Авторы выражают благодарность центру коллективного пользования “Диагностика структуры и свойств наноматериалов” НИУ “БелГУ” за предоставленное оборудование для проведения структурных исследований и механических испытаний.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Abe F., Kern T.-U., Viswanathan R. Creep-resistant steels. Woodhead Publishing Limited. 2008. 678 p.
2. Kaybyshev R.O., Skorobogatykh V.N., Shchenkova I.A. New martensitic steels for fossil power plant: Creep resistance // Phys. Met. Metall. 2010. V. 109. P. 186–200.
3. Sathyanarayanan S., Basu J., Moitra A., Sasikala G., Singh V. Effect of thermal aging on ductile-brittle transition temperature of modified 9Cr–1Mo steel evaluated with reference temperature approach under dynamic loading condition // Metall. Mater. Trans. A. 2013. V. 44A. P. 2141–2155.
4. Hu X., Huang L., Yan W., Wang W., Sha W., Shan Y., Yang K. Evolution of microstructure and changes of mechanical properties of CLAM steel after long-term aging // Mater. Sci. Eng. A. 2013. V. 586. P. 253–258.
5. Zhong W., Wang W., Yang X., Li W., Yan W., Sha W., Wang W., Shan Y., Yang K. Relationship between Laves phase and the impact brittleness of P92 steel reevaluated // Mater. Sci. Eng. A. 2015. V. 639. P. 252–258.
6. Sasikala G., Ray S.K. Evaluation of quasistatic fracture toughness of a modified 9Cr–1Mo (P91) steel // Mater. Sci. Eng. A. 2008. V. 479. P. 105–111.
7. Tavassoli A.-A.F., Diegele E., Lindau R., Luzginova N., Tanigawa H. Current status and recent research achievements in ferritic/martensitic steels // J. Nucl. Mater. 2014. V. 455. P. 269–276.
8. Yvon P., Carre F. Structural materials challenges for advanced reactor systems // J. Nucl. Mater. 2009. V. 385. P. 217–222.
9. Murty K.L., Charit I. Structural materials for Gen-IV nuclear reactors: Challenges and opportunities // J. Nucl. Mater. 2008. V. 383. P. 189–195.
10. Cheon J.S., Lee C.B., Lee B.O., Raison J.P., Mizuno T., Delage F., Carmack J. Sodium fast reactor evaluation: Core materials // J. Nucl. Mater. 2009. V. 392. P. 324–330.
11. Byun Th.S., Yoon J.H., Hoelzer D.T., Lee Y.B., Kang S.H., Maloy S.A. Process development for 9Cr nanostructured ferritic alloy (NFA) with high fracture toughness // J. Nucl. Mater. 2014. V. 449. P. 290–299.
12. Kipelova A.Yu., Belyakov A.N., Skorobogatykh V.N., Shchenkova I.A., Kaibyshev R.O. Tempering-induced structural changes in steel 10Kh9K3V1M1FBR and their effect on mechanical properties // Met. Sci. Heat Treat. 2010. V. 52. P. 100–110.
13. Dudova N., Mishnev R., Kaibyshev R. Effect of tempering on microstructure and mechanical properties of boron containing 10% Cr steel // ISIJ Int. 2011. V. 51. P. 1912–1918.
14. Yan P., Liu Zh., Bao H., Wenga Y., Liu W. Effect of tempering temperature on the toughness of 9Cr–3W–3Co martensitic heat resistant steel // Mater. Des. 2014. V. 54. P. 874–879.
15. Schafer L. Tensile and impact behavior of the reduced-activation steels OPTIFER and F82H mod // J. Nucl. Mater. 2000. V. 283–287. P. 707–710.
16. Yan W., Hu P., Deng L., Wang W., Sha W., Shan Y., Yang K. Effect of Carbon Reduction on the Toughness of 9CrWVTaN Steels // Metall. Mater. Trans. A. 2012. V. 43. P. 1921–1933.

17. *Byun Th.S., Yoon J.H., Wee S.H., Hoelzer D.T., Maloy S.A.* Fracture behavior of 9Cr nanostructured ferritic alloy with improved fracture toughness // *J. Nucl. Mater.* 2014. V. 449. P. 39–48.
18. ASM Handbook. Mechanical Testing and Evaluation. ASM International Materials Park. 2000. V. 8. 2215 p.
19. *Gorbachev I.I., Popov V.V.* Thermodynamic Simulation of the Fe–V–Nb–C–N System Using the CALPHAD Method // *Phys. Metal. Metall.* 2011. V. 111. P. 495–502.
20. *Dudko V., Belyakov A., Molodov D., Kaibyshev R.* Microstructure Evolution and Pinning of Boundaries by Precipitates in a 9 pct Cr Heat Resistant Steel During Creep // *Metall. Mater. Trans. A.* 2013. V. 44. P. 162–172.
21. *Kimura Y., Inoue T., Yin F., Tsuzaki K.* Inverse temperature dependence of toughness in an ultrafine grain-structure steel // *Science.* 2008. V. 320. P. 1057–1058.
22. ASM Handbook. Fractography. ASM International Materials Park. 1987. V. 12. 857 p.
23. *Makarov A.V., Savrai R.A., Schastlivtsev V.M., Tabatchikova T.I., Egorova L.Yu.* Mechanical properties and fracture upon static tension of the high-carbon steel with different types of pearlite structure // *Phys. Metal. Metall.* 2007. V. 104. P. 522–534.
24. *Yakovleva I.L., Tereshchenko N.A., Mirzaev D.A., Panov A.V., Shaburov D.V.* Impact toughness and plastic properties of composite layered samples as compared to monolithic ones // *Phys. Metal. Metall.* 2007. V. 104. P. 203–211.
25. *Kipelova A., Odnobokova M., Belyakov A., Kaibyshev R.* Effect of Co on creep behavior of a P911 steel // *Metall. Mater. Trans. A.* 2013. V. 44. P. 577–583.
26. *Kipelova A., Kaibyshev R., Belyakov A., Molodov D.* Microstructure evolution in a 3% Co modified P911 heat resistant steel under tempering and creep conditions // *Mater. Sci. Eng. A.* 2011. V. 528. P. 1280–1286.
27. *Kipelova A., Belyakov A., Kaibyshev R.* Laves phase evolution in a modified P911 heat resistant steel during creep at 923 K // *Mater. Sci. Eng. A.* 2012. V. 532. P. 71–77.