

ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 539.3.539.4

АНАЛИЗ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЖАРОПРОЧНЫХ СО-МОДИФИЦИРОВАННЫХ 12% Cr И 9% Cr СТАЛЕЙ

© 2020 г. А. Э. Федосеева^а, * И. С. Никитин^а, Н. Р. Дудова^а, Р. О. Кайбышев^а

^аБелгородский государственный национальный исследовательский университет,
ул. Победы, 85, Белгород, 308015 Россия

*e-mail: fedoseeva@bsu.edu.ru

Поступила в редакцию 03.06.2020 г.

После доработки 04.08.2020 г.

Принята к публикации 11.08.2020 г.

Анализ механических свойств 12% Cr и 9% Cr сталей был проведен при испытаниях на растяжение при 20 и 650°C, а также при испытаниях на ползучесть при 650°C и приложенных напряжениях 200–100 МПа с шагом 20 МПа. Предел текучести и временное сопротивление 12% Cr стали составили 614 и 710 МПа соответственно при 20°C, а также 365 и 390 МПа соответственно при 650°C. При обеих температурах, прочностные свойства при растяжении 12% Cr стали превышают свойства 9% Cr стали, что обусловлено более высокими значениями вкладов твердорастворного упрочнения (+30 МПа) и субструктурного упрочнения (+23 МПа) в предел текучести при комнатной температуре. Анализ свойств при ползучести показал, что время до разрушения 12% Cr стали при высоких напряжениях значительно выше, чем для 9% Cr стали, за счет более продолжительной переходной стадии ползучести, в то время как при низких приложенных напряжениях разница в поведении 12 и 9% Cr сталей при ползучести нивелируется. Предел ползучести, оцененный по эмпирической зависимости между напряжением и временем, необходимым для достижения деформации со степенью 1%, для 12% Cr стали составил 82 МПа, что сопоставимо с пределом ползучести 9% Cr стали.

Ключевые слова: жаропрочная сталь мартенситного класса, испытания на растяжение, механизмы упрочнения, ползучесть, предел ползучести

DOI: 10.31857/S0015323020120050

ВВЕДЕНИЕ

В качестве сталей для котлов, труб паропроводов и роторов турбин тепловых электростанций, работающих на угле, актуальными являются 9% Cr стали, поскольку обладают более стабильной структурой с точки зрения ее эволюции в процессе ползучести по сравнению с 12% Cr сталями [1]. В настоящее время оптимальной сталью для труб котлов и паропроводов считается европейская сталь P92 (0.1C–0.05N–9Cr–1.8W–0.6Mo–0.24V–0.07Nb), которая допускает длительную эксплуатацию при температурах до 600°C и короткосрочную работу до 620°C [2–7]. Все новые высокохромистые стали разрабатываются на базе стали P92 за счет модификации ее химического состава [1, 3–9]. Добавление 3% кобальта в состав стали P92 приводит к существенному повышению предела длительной прочности с 72 до 86 МПа, рассчитанного с использованием параметра Ларсона–Миллера, при температуре испытания 650°C на базе 100000 ч [9].

Однако 9% Cr стали ограничены в использовании при температурах выше 630°C, несмотря на высокое сопротивление ползучести. Это связано с тем, что при содержании хрома менее 11% не обес-

печивается достаточное сопротивление окислению. Образование вюстита FeO при температуре около 637°C на поверхности деталей, изготовленных из 9% Cr сталей, обуславливает необходимость применения специальной операции предварительного поверхностного окисления для формирования плотной защитной пленки из оксида Cr₂O₃, которая предотвращает окисление поверхности при эксплуатации [1, 10]. Для повышения сопротивления окислению необходимо повысить содержание хрома до 11–12%, поскольку сталь с 11% Cr не требует такой обработки; характеристики жаростойкости 11% Cr стали обеспечивают ее эксплуатацию при 650°C, поскольку на поверхности стали естественным путем образуется плотный слой оксида хрома, обеспечивающий высокую жаростойкость в атмосфере острого пара [1, 6]. Однако 12% Cr стали демонстрируют более низкие показатели сопротивления ползучести, чем 9% Cr стали, в связи с микроструктурной нестабильностью при ползучести [1, 3–6].

С целью повысить микроструктурную стабильность 12% Cr стали при ползучести и, следовательно, сопротивление ползучести на основе ранее проведенных работ [7–9, 11] был разработан микроструктурный дизайн 12% Cr стали путем

Таблица 1. Химические составы изучаемых 12 и 9% Cr сталей (в мас. %)

Плавка	C	Cr	Co	Mo	W	V	Cu	Nb	B	N	Ta
12% Cr	0.11	11.4	3.0	0.6	2.5	0.23	0.76	0.04	0.01	0.003	0.07
9% Cr	0.12	9.3	3.1	0.4	2.0	0.23	—	0.06	0.005	0.05	—

оптимизации содержания аустенит- и феррит-стабилизирующих элементов. Увеличение содержания хрома до 12% в изучаемой стали, необходимое для повышения сопротивления окислению вплоть до 650°C, в совокупности с низким содержанием азота было скомпенсировано увеличением содержания элементов замещения, стабилизирующих аустенит, а именно повышено содержание бора до 0.01% и добавлены медь до 1% и тантал до 0.07% [11]. Скорректированный химический состав новых сталей позволил получить содержание дельта-феррита в стали менее 10% [11]. Повышение содержания бора должно обеспечить замедление диффузионно-контролируемых процессов типа переползания дислокаций и укрупнения частиц вторичных фаз по механизму Оствальда [1, 5]. Добавление меди обусловлено возможностью образования нанокластеров с размером 3–5 нм при отпуске, которые, являясь местами зарождения частиц фазы Лавеса, выделяемых при ползучести, провоцируют более мелкодисперсное распределение этой фазы [1, 5]. Добавление тантала должно обеспечить трехфазное разделение карбонитридов M(C,N) на частицы Nb(C,N), обогащенные ниобием, V(C,N), обогащенные ванадием, и Ta(C,N), обогащенные танталом, чтобы замедлить замещение наноразмерных частиц M(C,N) крупными частицами Z-фазы [12]. Комплексное воздействие указанных легирующих элементов должно способствовать повышению микроструктурной стабильности 12% Cr стали, а, следовательно, и повышению сопротивления ползучести. Целью настоящей работы является анализ механических свойств при растяжении и ползучести при 650°C исследуемой Co-модифицированной 12% Cr стали в сравнении с 9% Cr сталью.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

Химические составы 12 и 9% Cr сталей, представленные в табл. 1. 12% Cr сталь была выплавлена в Институте черной металлургии (Institut für Eisenhüttenkunde (IENK)), г. Аахен, Германия в вакуумно-индукционной печи. 9% Cr сталь была отлита в высокочастотной индукционной печи в ОАО НПО «ЦНИИТМАШ», г. Москва, Россия. Слитки были перекованы на заготовки в виде прутков квадратного сечения со стороны квадрата 20 мм методом свободнойковки в интервале температур от 1150 до 900°C. Термическая обработка 12 и 9% Cr сталей состояла из нормализации с 1070 и 1050°C с последующим отпуском

при 770 и 750°C в течение 3 ч соответственно. Испытания на растяжение проводили на плоских образцах с длиной рабочей части 35 мм и поперечным сечением 7×3 мм² при комнатной температуре и температуре 650°C, скорость деформирования – 2 мм мин⁻¹. Плоские образцы с длиной рабочей части 25 мм и поперечным сечением 7×3 мм² и цилиндрические образцы с длиной рабочей части 100 мм и диаметром 10 мм были испытаны на ползучесть до разрушения при температуре 650°C и приложенных напряжениях в интервале 200–100 МПа с шагом 20 МПа с использованием испытательной машины рычажного типа ATS2330.

Структурные исследования были выполнены с использованием просвечивающего электронного микроскопа JEM JEOL-2100 (ПЭМ), оснащенного энергодисперсионной приставкой INCA для определения локального химического состава частиц и твердого раствора. Фольги для ПЭМ были получены электролитической полировкой в электролите составом 10%-ной хлорной кислоты в уксусной кислоте. Размер реек/субзерен был определен методом случайных секущих с учетом всех видимых субграниц по микроизображениям, полученным с помощью ПЭМ. Плотность свободных дислокаций внутри реек/субзерен была оценена по количеству точек выхода дислокаций на нижнюю и верхнюю поверхности фольги в условиях многолучевого изображения с большим вектором возбуждения. Более подробно методики описаны в предыдущих работах [7–9, 11].

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Структура 12 и 9% Cr сталей после термической обработки

Нормализация с последующим отпуском привела к формированию реечной структуры троостомартенсита в обеих сталях. Структурные параметры исследуемых 12 и 9% Cr сталей после термической обработки приведены в табл. 2.

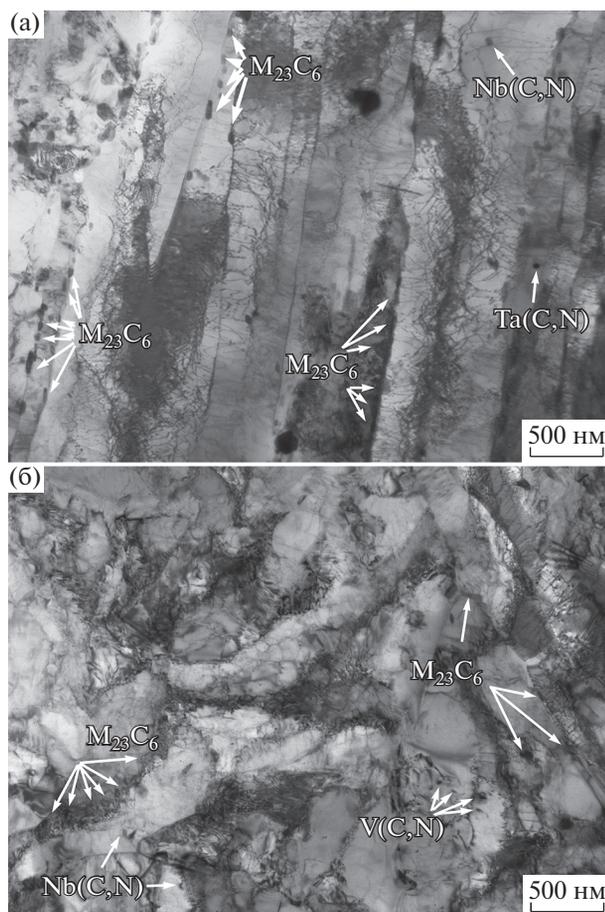
На рис. 1 представлены изображения исходной структуры исследуемых 12 и 9% Cr сталей, полученные методом ПЭМ. Исходная структура имеет строгий иерархический характер: исходные аустенитные зерна разделяются на блоки, которые, в свою очередь, делятся на пакеты, состоящие из мартенситных реек. Средний поперечный размер мартенситных реек составляет около 300 нм для обеих сталей (рис. 1, табл. 2). Высокая

Таблица 2. Структурные параметры 12% и 9% Cr сталей после термической обработки

Параметры	12% Cr сталь	9% Cr сталь
Размер рек, нм	0.29 ± 0.05	0.34 ± 0.05
Плотность дислокаций, m^{-2}	2.0×10^{14}	2.0×10^{14}
Размер $M_{23}C_6$, нм	55 ± 5	90 ± 5
Объемная доля $M_{23}C_6$, %	2.25	1.96
Размер Nb(C,N), нм	40 ± 5	40 ± 5
Размер Ta(C,N), нм	50 ± 5	—
Размер V(C,N), нм	—	20 ± 5
Объемная доля M(C,N), %	0.08	0.25

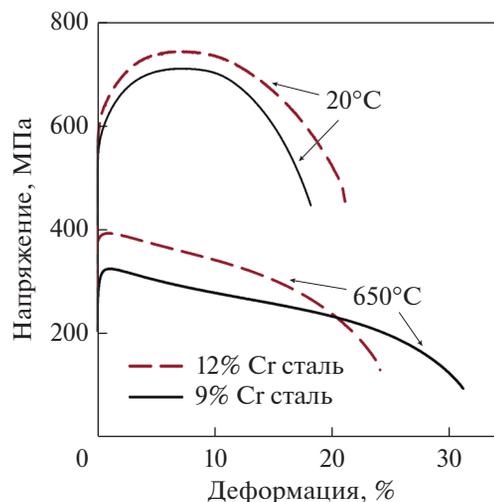
плотность дислокаций ($\sim 2 \times 10^{14} m^{-2}$) была обнаружена внутри мартенситных рек обеих сталей (табл. 2). Частицы карбидов $M_{23}C_6$, обогащенные Cr, Fe и W, декорируют границы исходных аустенитных зерен, пакетов, блоков и мартенситных рек (рис. 1). Средний размер частиц $M_{23}C_6$ по границам исходных аустенитных зерен и мартенситных рек составил около 55 нм для 12% Cr стали и 90 нм для 9% Cr стали (табл. 2). Существенное различие в структуре изучаемых сталей за-

ключается в составе карбонитридов M(C,N). В 9% Cr стали было обнаружено двухфазное разделение M(C,N) на частицы V(C,N), обогащенные ванадием, со средним размером 20 нм и частицы Nb(C,N), обогащенные ниобием, со средним размером 40 нм (рис. 1б, табл. 2). В 12% Cr стали было также обнаружено двухфазное разделение M(C,N) на частицы Nb(C,N), обогащенные ниобием, со средним размером 40 нм и частицы Ta(C,N), обогащенные танталом, со средним размером 50 нм (рис. 1а, табл. 2). Объемные доли частиц были оценены с использованием программы Thermo-Calc (табл. 2). Твердый раствор 12% Cr стали после отпуска при $770^\circ C$ содержит (в мас. %) 10.5 Cr, 3.0 Co, 2.1 W, 0.5 Mo и 0.2 V. Твердый раствор 9% Cr стали после отпуска при $750^\circ C$ содержит (в мас. %) 8.2 Cr, 3.0 Co, 1.8 W и 0.4 Mo.

**Рис. 1.** Изображение речной структуры троостомартенсита исследуемых 12% Cr (а) и 9% Cr (б) сталей.

Механические свойства при растяжении

На рис. 2 представлены инженерные кривые растяжения исследуемых 12 и 9% Cr сталей, полученные из испытаний на одноосное растяжение при комнатной температуре и температуре $650^\circ C$.

**Рис. 2.** Инженерные кривые растяжения исследуемых 12 и 9% Cr сталей.

12% Сг сталь демонстрирует прирост предела текучести и временного сопротивления при обеих температурах испытания по сравнению с 9% Сг сталью. Так, предел текучести 12% Сг стали больше на 10 и 23%, чем $\sigma_{0,2}$ 9% Сг стали, а временное сопротивление 12% Сг стали больше на 1.5 и 20%, чем σ_B 9% Сг стали, после испытаний на растяжение при 20 и 650°C соответственно (табл. 3).

Механизмы упрочнения

Чтобы выяснить причины более высокой прочности 12% Сг стали, были рассчитаны вклады различных механизмов упрочнения в общую прочность подобно расчетам, представленным в работе [11]. В расчет принимались следующие типы упрочнений:

- упрочнение за счет сил трения решетки σ_0 [13];
- деформационное упрочнение при испытании на растяжение $\sigma_{дв}$ [14];
- твердорастворное упрочнение за счет элементов замещения $\sigma_{тв.р}$ [15];
- дислокационное упрочнение по модели Тейлора $\sigma_{диск}$ [16];
- дисперсионное упрочнение по уравнению Орована, модифицированному Ф. Хамфрисом [17], предполагая, что все частицы расположены равномерно по объему матрицы $\sigma_{част}$;
- субструктурное упрочнение от субзерен с малоугловыми границами по модели Лэнгфорда–Кохена $\sigma_{реек}$ [18, 19].

Результаты расчетов представлены на рис. 3.

Анализ вкладов различных механизмов упрочнения в общую прочность показал, что прирост предела текучести 12% Сг стали при испытании на растяжение при комнатной температуре по сравнению с 9% Сг сталью обеспечивается увеличением:

- твердорастворного упрочнения из-за более высокого содержания Сг, W и Mo в твердом растворе после термической обработки (+30 МПа);

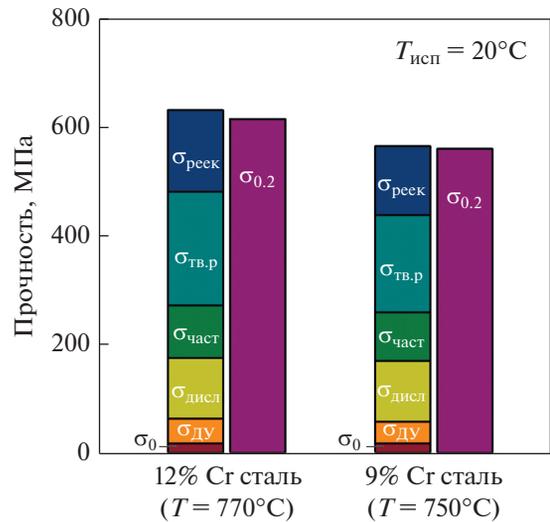


Рис. 3. Сравнение вкладов различных механизмов упрочнения в общую прочность для исследуемых 12 и 9% Сг сталей. $\sigma_{0,2}$ – предел текучести при растяжении при 20°C.

- субструктурного упрочнения от субзерен из-за более мелкого поперечного размера мартенситных реек (+23 МПа).

Отметим, что несмотря на существенные отличия в морфологии и размерах частиц вторичных фаз в 12 и 9% Сг сталях, величины дисперсионного упрочнения для обеих сталей приблизительно одинаковые. В 12% Сг стали большой вклад в дисперсионное упрочнение от мелких частиц карбидов $M_{23}C_6$ компенсирует меньший вклад от карбонитридов $M(C,N)$, малая объемная доля которых обусловлена снижением содержания азота (см. табл. 1 и 2). Упрочнение за счет сил трения решетки, деформационное упрочнение при испытании на растяжение и дислокационное упрочнение также имеют одинаковые значения для обеих сталей (рис. 3).

Таблица 3. Свойства при растяжении 12 и 9% Сг сталей при 20 и 650°C

Свойства	12% Сг сталь	9% Сг сталь
20°C испытание		
Предел текучести, МПа	614	560
Временное сопротивление, МПа	710	700
Удлинение, %	21	19
650°C испытание		
Предел текучести, МПа	365	296
Временное сопротивление, МПа	390	325
Удлинение, %	25	32

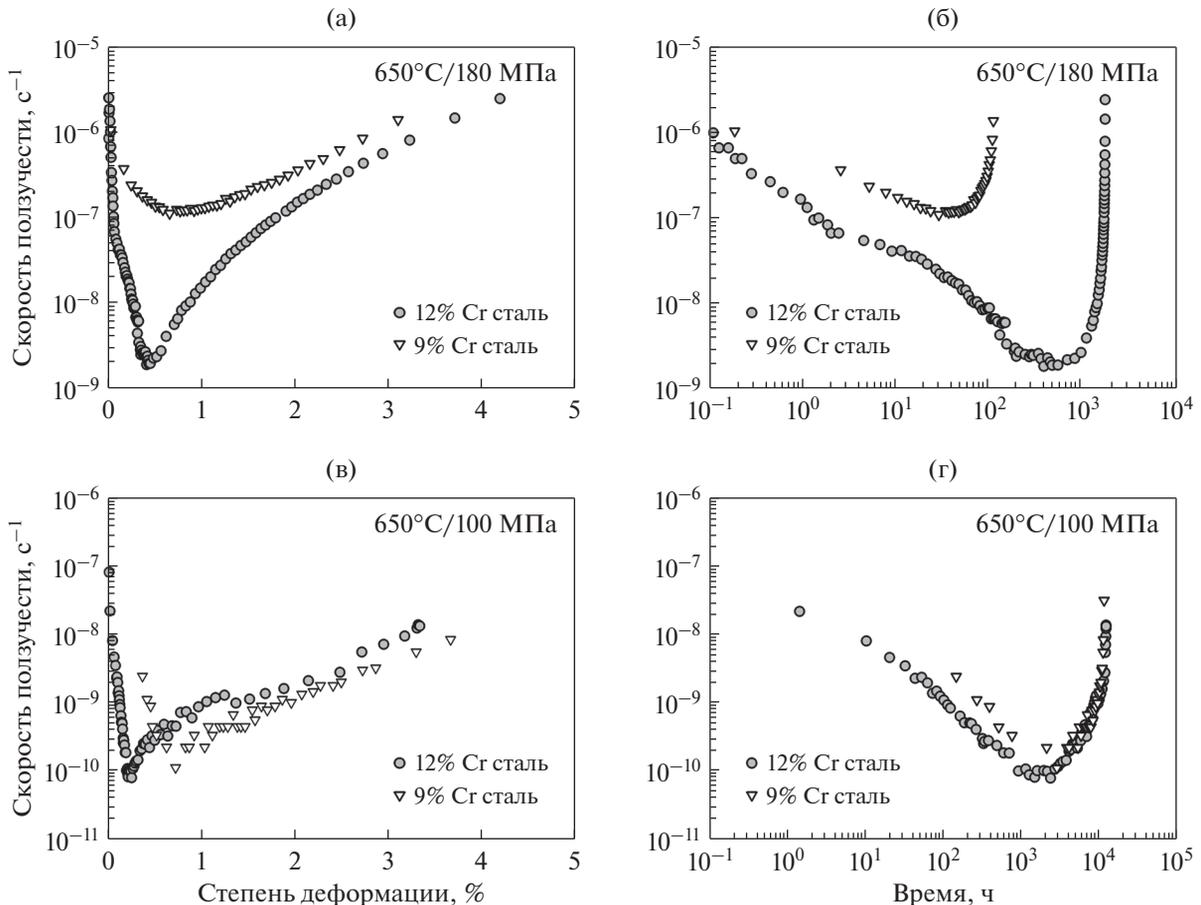


Рис. 4. Зависимости скорости ползучести от степени деформации (а, в) и времени (б, г) при температуре 650°C и приложенных напряжениях 180 (а, б) и 100 МПа (в, г) для исследуемых 12 и 9% Сг сталей.

Механические свойства при ползучести

Зависимости скорости ползучести от степени деформации и времени при температуре 650°C и приложенных напряжениях 180 и 100 МПа для исследуемых 12 и 9% Сг сталей представлены на рис. 4.

Существенным отличием в поведении исследуемых сталей является более продолжительная по времени переходная стадия ползучести при высоком приложенном напряжении 180 МПа в 12% Сг стали (рис. 4б). В процессе переходной стадии ползучести скорость ползучести в результате упрочнения уменьшается непрерывно до тех пор, пока не достигается минимальная скорость ползучести. Это состояние соответствует установлению равновесия между процессами упрочнения и разупрочнения материала [1, 3]. Разупрочнение на переходной стадии ползучести происходит преимущественно из-за перераспределения дислокаций [1, 3]. Более легированный твердый раствор и меньшая ширина мартенситных реек (рис. 3) в 12% Сг стали, которые привели к приросту прочности при растяжении по сравнению с 9% Сг сталью, обеспечивают более высокое сопротивление

процессам разупрочнения на переходной стадии ползучести, поскольку создается большее количество препятствий для движения и перестройки дислокаций. Более того, минимальная скорость ползучести в 12% Сг стали при высоком приложенном напряжении почти на 2 порядка ниже, чем в 9% Сг стали (рис. 4а, 4б). Снижение приложенного напряжения до 100 МПа нивелирует разницу в продолжительности переходной стадии ползучести, величине минимальной скорости ползучести и, как результат, времени до разрушения между исследуемыми 12 и 9% Сг сталями. Это, возможно, связано с устранением преимуществ в упрочнении 12% Сг стали с увеличением длительности испытания и развитием общих процессов, вносящих вклад в разрушение (укрупнение частиц, изменение дислокационной структуры и субструктуры в результате возврата).

Время до разрушения сильно связано с минимальной скоростью ползучести на установившейся стадии ползучести, что хорошо описывается уравнением Монкмана–Гранта [1] (рис. 5а):

$$\tau_r = (c'/\dot{\epsilon}_{\min})^m, \quad (1)$$

где τ_r – время до разрушения, $\dot{\epsilon}_{\min}$ – минимальная скорость ползучести, τ^{-1} , c' и m' – константы. Для обеих сталей было получено $c' = 0.28$ и $m' = 0.69$ для всех условий ползучести. Не было обнаружено свидетельств отклонений от линейной зависимости минимальной скорости ползучести от времени до разрушения в интервале исследуемых скоростей деформации от 10^{-2} до 10^{-7} τ^{-1} для обеих исследуемых сталей.

Зависимость приложенного напряжения от времени до разрушения представлена на рис. 5б. После испытаний на ползучесть было обнаружено, что 9% Cr сталь демонстрирует ярко выраженный перелом на кривой длительной прочности после 2000 ч испытаний, в то время как на кривой длительной прочности для 12% Cr стали в тех же условиях ползучести такого перелома нет. При этом наклон кривой длительной прочности 12% Cr стали выше, чем 9% Cr стали даже после точки перелома (рис. 5б). Большой прирост времени до разрушения при высоких напряжениях 200–140 МПа вызван преимуществами в твердорастворном и субструктурном упрочнениях 12% Cr стали (рис. 3, 5б). Снижение приложенных напряжений до 120–100 МПа нивелирует преимущества в упрочнении 12% Cr стали до уровня 9% Cr стали, что свидетельствует о достаточно высокой структурной стабильности 12% Cr стали, не ниже, чем у 9% Cr стали.

Чтобы оценить применимость 12% Cr стали как материала для изготовления элементов котлов и паропроводов или лопаток паровых турбин, был рассчитан предел ползучести с использованием эмпирической зависимости между напряжением и временем, необходимым для достижения деформации со степенью 1% (уравнение Ларсона–Миллера [1]):

$$P = T(\lg t_{1\%} + 36) \times 10^{-3}, \quad (2)$$

где P – параметр Ларсона–Миллера, T – температура испытания в К, $t_{1\%}$ – время, необходимое для достижения деформации со степенью 1%, ч. На рис. 5в представлены зависимости между приложенным напряжением и параметром Ларсона–Миллера для 12 и 9% Cr сталей. Предел ползучести для 12 и 9% Cr сталей составил 82 и 76 МПа соответственно. Сопоставимые величины предела ползучести свидетельствуют о том, что свойства при ползучести 12% Cr стали не уступают свойствам 9% Cr стали. Разработанный химический состав 12% Cr стали позволил преодолеть основной недостаток высокохромистых сталей – микроструктурную нестабильность в процессе ползучести, максимально приблизив свойства данной стали при ползучести к уровню свойств 9% Cr сталей.

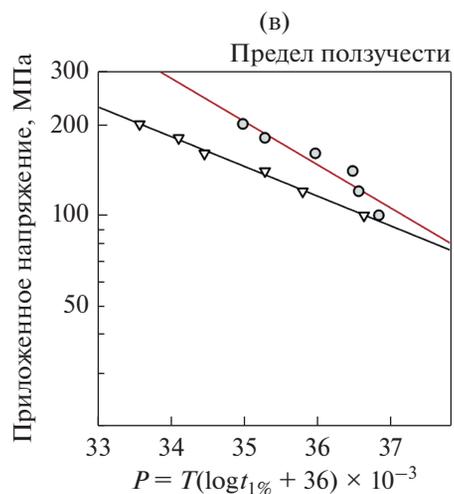
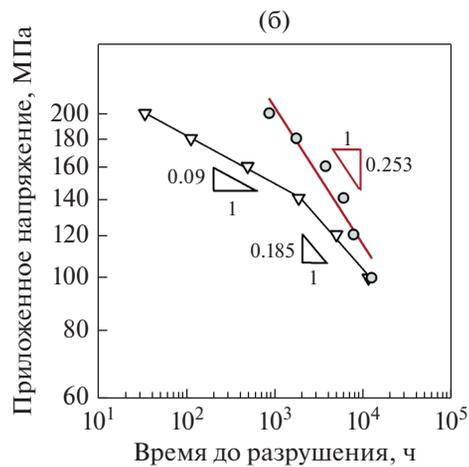
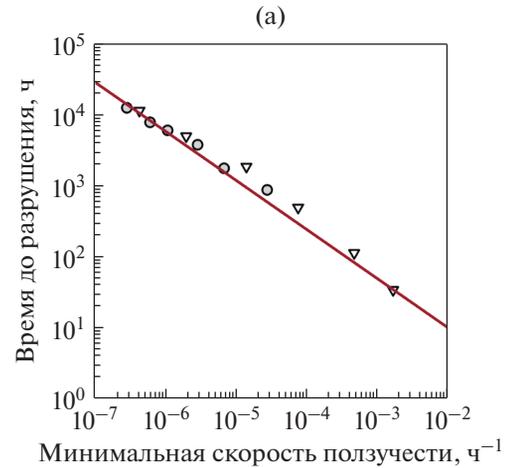


Рис. 5. Зависимость минимальной скорости ползучести от времени до разрушения (а), зависимость приложенного напряжения от времени до разрушения (б), расчет предела ползучести с использованием параметра Ларсона–Миллера (в). Испытания были проведены при 650°C, \circ – 12% Cr сталь, ∇ – 9% Cr сталь.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Исследованы механические свойства при растяжении и ползучести 12 и 9% Cr сталей. 12% Cr сталь демонстрирует прирост предела текучести и временного сопротивления при 20 и 650°C по сравнению с 9% Cr сталью, что вызвано повышением твердорастворного и субструктурного упрочнений. В процессе ползучести при высоких напряжениях 200–140 МПа большее время до разрушения 12% Cr стали обусловлено более продолжительной переходной стадией ползучести. Снижение приложенных напряжений нивелирует разницу в поведении 12 и 9% Cr сталей. Предел ползучести 12% Cr стали составил 86 МПа, что свидетельствует о высокой микроструктурной стабильности 12% Cr стали при ползучести, сопоставимой со стабильностью 9% Cr стали.

Работа выполнена за счет средств гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – кандидатов наук (Конкурс – МК-2019) (соглашение № 075-15-2019-1165). Авторы выражают благодарность центру коллективного пользования “Технологии и Материалы НИУ “БелГУ” за предоставленное оборудование для проведения механических испытаний и структурных исследований.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Abe F., Kern T.U., Viswanathan R. Creep-resistant steels. Woodhead: Publishing, Cambridge, 2008. 800 p.
2. Kimura K. Creep strength of high chromium steel with ferrite matrix // International J. Pressure Vessels and Piping. 2010. V. 87. P. 282–288.
3. Кайбышев Р.О., Скоробогатых В.Н., Шенкова И.А. Новые стали мартенситного класса для тепловой энергетики. Жаропрочные свойства // ФММ. 2010. Т. 109. С. 200–215.
4. Viswanathan R., Bakker W. Materials for ultrasupercritical coal power plants – boiler materials: Part 1 // J. Mater. Eng. Performance. 2001. V. 10. P. 81–95.
5. Klueh R.L. Elevated-temperature ferritic and martensitic steels and their application to future nuclear reactors // Intern. Mater. Reviews. 2005. V. 50. P. 287–310.
6. Hattestrand M., Schwind M., Andren H.-O. Microanalysis of two creep resistant 9–12% chromium steels // Metal. Mater. Trans. A. 1998. V. 250. P. 27–36.
7. Федосеева А.Э., Козлов П.А., Дудко В.А., Беляков А.Н., Скоробогатых В.Н., Шенкова И.А., Кайбышев Р.О. Микроструктурные изменения в стали 10Х9В2МФБР при ползучести в течение 40 000 ч при 600°C // ФММ. 2015. Т. 116. С. 1102–1111.
8. Дудко В.А., Федосеева А.Э., Беляков А.Н., Кайбышев Р.О. Влияние содержания углерода на фазовый состав и механические свойства стали (02/10)Х9В2МФБР // ФММ. 2015. Т. 116. С. 1222–1232.
9. Федосеева А.Э., Дудова Н.Р., Кайбышев Р.О. Влияние напряжений на структурные изменения в высокохромистой стали при ползучести // ФММ. 2017. Т. 118. С. 622–631.
10. Jauhiainen P., Yli-Oli S., Nyholm A., Auerkari P., Salonen J. Impact of Oxidation on Creep Life of Superheaters and Reheaters // Creep&Fracture in High Temperature Components, 2nd ECCC Creep Conference, 2009, DEStech Publications. P. 320–328.
11. Nikitin I., Fedoseeva A., Kaibyshev R., Strengthening mechanisms of creep-resistant 12% Cr–3% Co steel with low N and high B contents // J. Mater. Sci. 2020. V. 55. P. 7530–7545.
12. Danielsen H.K. Review of Z phase precipitation in 9–12 wt % Cr steels // Mater. Sci. Techn. 2016. V. 32. P. 126–137.
13. Edmonds D.V., Cochrane R.C. Structure-property relationships in bainitic steels // Metal. Trans. A. 1990. V. 21A. P. 1527–1540.
14. Li Q. Modeling the microstructure-mechanical property relationship for a 12% Cr–2W–V–Mo–Ni power plant steel // Mater. Sci. Eng. A. 2003. V. 361. P. 385–391.
15. Lacy C.E., Gensamer M. The tensile properties of alloyed ferrites // Trans ASM. 1944. V. 9. P. 118–125.
16. Taylor G.I. The mechanism of plastic deformation of crystals. Part I. Theoretical // Proceedings Royal Soc. A. 1934. V. 145. P. 362–388.
17. Humphreys F.J., Hatherly M. Recrystallization and Related Annealing Phenomena 2nd edn. Elsevier, Amsterdam, 2004. 658 p.
18. Langford G., Cohen M. Strain hardening of iron by severe plastic deformation // ASM-Trans. 1969. V. 62. P. 623–638.
19. Nailor J.P. The influence of the lath morphology on the yield stress and transition temperature of martensitic-bainitic steels // Metal. Trans. A. 1979. V. 10A. P. 861–873.