

**SHORT-TERM CREEP AND LONG-TERM AGEING OF THE 9% CR
MARTENSITIC STEEL WITH DIFFERENT KINDS OF STRENGTHENING PHASES***Alexandra Eduardovna Fedoseeva*Belgorod National Research University, Pobeda str. 85a, Belgorod, 308015, Russia
fedoseeva@bsu.edu.ru**ABSTRACT**

The behaviour of the 9% Cr martensitic steels with different kinds of strengthening phases during long-term ageing and short-term creep has been investigated. In the 0.02 wt.% low carbon steel alloyed with tantalum, the main strengthening phase was TaX carbonitrides with an average size of 11 nm and a volume fraction of 0.19%. In the steel with a standard carbon content of 0.1 wt.%, alloyed with niobium and vanadium, the main strengthening phase was $M_{23}C_6$ carbides with an average size of 90 nm and a volume fraction of about 2%, NbX carbonitrides with an average size of 40 nm and VX with an average size of 20 nm with a total volume fraction of 0.25%. During long-term ageing, the transverse size of martensite laths increased by 23% and 5% for 0.02%C-Ta and 0.1C-VNb steels, respectively, that is caused by different resistance to thermal coarsening of the strengthening phases when held at 650 °C, as well as in additional hardening of the 0.1C-VNb steel by Laves phase particles. The behaviour of the steels during creep is also determined by the stability of the strengthening phases to coarsening during deformation. Thus, 0.02%C-Ta steel hardened with TaX demonstrates an increase in time to rupture by 2.4 times and a decrease in the minimum creep rate by 2 orders of magnitude compared to 0.1C-VNb steel hardened with carbides and the Laves phase under the high applied stress. However, as the applied stress decreases, the difference between the steels in time to rupture and the minimum creep rate is disappeared.

KEYWORDS

Creep-resistant steels; heat treatment; creep; long-term ageing; structure; secondary phase particles.

**КРАТКОВРЕМЕННАЯ ПОЛЗУЧЕСТЬ И ДЛИТЕЛЬНЫЙ ОТЖИГ 9% CR
МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ С РАЗЛИЧНЫМИ ТИПАМИ УПРОЧНЯЮЩИХ ФАЗ***Александра Эдуардовна Федосеева*Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Россия, 308015, Белгород,
ул. Победы, 85а
fedoseeva@bsu.edu.ru

АННОТАЦИЯ

Было исследовано поведение 9% Cr сталей мартенситного класса с различными типами упрочняющих фаз при длительном отжиге и кратковременной ползучести. В стали с низким содержанием углерода 0,02 вес.%, легированной танталом, основной упрочняющей фазой были карбонитриды TaX со средним размером 11 нм и объемной долей 0,19%. В стали со стандартным содержанием углерода 0,1 вес.%, легированной ниобием и ванадием, основной упрочняющей фазой были карбиды $M_{23}C_6$ со средним размером 90 нм и объемной долей около 2%, карбонитриды NbX со средним размером 40 нм и VX со средним размером 20 нм с суммарной объемной долей 0,25%. В процессе длительного отжига поперечный размер мартенситных реек увеличился на 23% и 5% для сталей 0,02%С-Ta и 0,1С-VNb соответственно, что вызвано различной стойкостью к термическому укрупнению упрочняющих фаз при выдержке при 650 °С, а также в дополнительном упрочнении стали 0,1С-VNb частицами фазы Лавеса. Поведение сталей при ползучести также определяется стабильностью упрочняющих фаз к укрупнению при деформации. Так, сталь 0,02%С-Ta, упрочненная TaX, демонстрирует прирост времени до разрушения в 2,4 раза и снижение минимальной скорости ползучести на 2 порядка по сравнению со сталью 0,1С-VNb, упрочненной карбидами и фазой Лавеса, при высоком приложенном напряжении. Однако, с уменьшением приложенного напряжения разница между сталями во времени до разрушения и минимальной скоростью ползучести нивелируется.

КЛЮЧЕВЫЕ СЛОВА

Жаропрочные стали; термическая обработка; ползучесть; отжиг; структура; вторичные фазы.

Введение

В настоящее время развитие угольных тепловых энергетических установок направлено на повышение коэффициента полезного действия за счет перехода на суперсверхкритические параметра пара [1, 2]. Высокохромистые стали мартенситного класса являются перспективными материалами для изготовления элементов труб, котлов, лопаток и роторов новых энергоблоков [2]. Структура таких сталей после термической обработки представляет собой реечный троостит отпуска, стабилизированный тремя типами частиц вторичных фаз [3–10]. Во-первых, MX карбонитриды (где M – это ванадий, ниобий, тантал или их сочетание, а X – углерод, азот или их комбинация) имеют размеры от 5 до 50 нм, выделяются равномерно по объему матрицы при нормализации (обычно это карбиды ниобия и/или тантала) и отпуске (нитриды ванадия, ниобия и/или тантала) [11, 12] и служат в качестве препятствий для движения свободных дислокаций и их перестрой-

ки в низкоэнергетические конфигурации [11–13]. Во-вторых, Cr-обогащенные $M_{23}C_6$ карбиды имеют размеры от 10 до 150 нм, выделяются по границам структуры в процессе отпуска и препятствуют миграции границ в процессе ползучести [2, 13]. В-третьих, фазы Лавеса имеют размеры от 10 до 300 нм, выделяются по границам структуры в процессе ползучести, препятствуя их миграции в процессе первичной стадии ползучести [2, 14–16]. В процессе отжига структура материала подвергается воздействию высокой температуры, что приводит к развитию статического возврата [17–19]. Возврат структуры выражается в снижении плотности дислокаций с одновременным укрупнением мартенситных реек вплоть до образования субзеренной структуры, снижении содержания легирующих элементов в ферритной матрице, укрупнении частиц [20]. Установление причин статического возврата позволяет отделить их от процессов динамического возврата, который реализуется при ползу-

части, где материал подвергается не только воздействию высокой температуры, но и деформации. Целью работы являлось исследование поведения низкоуглеродистых сталей, упрочненных различными типами частиц, при длительном отжиге и кратковременной ползучести.

1. Материал и методики

В качестве материала исследования были выбраны две 9% Cr стали с различным содержанием углерода, азота, а также V, Nb и Ta, которые обозначены здесь как 0,02C-Ta и 0,1C-VNb. Химический состав исследуемых сталей представлен в табл. 1. Стали были подвергнуты нормализации с температур 1200 °C в течение 16 часов для стали 0,02C-Ta и 1050 °C в течение 1 часа для стали 0,1C-VNb с последующим отпуском при температуре 750 °C в течение 3 часов с охлаждением на воздухе для обеих сталей. Структура, которая сформировалась под действием такой обработки, считается исходной структурой перед длительным отжигом и испытанием на ползучесть.

Длительный отжиг проводился при температуре 650 °C в течение 100, 500 и 3000 часов для обеих сталей. Испытание на ползучесть было проведено на плоских образцах с поперечным сечением 7×3 мм и длиной рабочей части 25 мм при температуре 650 °C под действием приложенных напряжений 160, 140 и 120 МПа с использованием машин с рычажным механизмом ATS-2330. Структурные исследования были проведены с использованием оптической металлографии Olympus и просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ) JEM-2100 фирмы Jeol с приставкой для энергодисперсионной спектроскопии (INCA). Образцы для оптической металлографии были отшлифованы, отполированы и протравлены в водном растворе

1%HF + 2%HNO₃. Образцы для просвечивающей электронной микроскопии в виде тонких фольг были изготовлены в электролите составом 10% хлорной кислоты в уксусной кислоте при температуре 25 °C под действием напряжения 20–23 В. Углеродные реплики были использованы для анализа типа частиц вторичных фаз, а также их размера и химического состава. Тип частиц был установлен комбинацией методов локального химического состава и микродифракцией электронов. Равновесные объемные доли вторичных фаз были оценены с использованием программного обеспечения Thermo-Calc (версия 5.0, термодинамическая база данных TCFE6 и TCFE7). Подробности методик можно найти в [9, 12, 14, 18, 19].

2. Результаты и обсуждение

2.1 Исходная структура после термической обработки.

В обеих сталях вне зависимости от легирования в результате термической обработки формируется речная структура троостита отпуска, представленная на рис. 1. Параметры структуры просуммированы в табл. 2. Из-за большой разницы в температурах нормализации размер исходного аустенитного зерна (ИАЗ) в стали 0,02C-Ta на порядок больше, чем в стали 0,1C-VNb (табл. 2). Поперечные размеры мартенситных реек близки в обеих исследуемых сталях, а плотность дислокаций в 2,3 раза выше в стали 0,02C-Ta (табл. 2). К существенным отличиям между исследуемыми сталями следует отнести различные типы упрочняющих вторичных фаз. Так, в стали 0,02C-Ta единственной упрочняющей фазой является карбонитрид TaX с химическим составом 86,0% Ta-13,8% Cr-0,2% Fe (рис. 1, a). Средний размер частиц карбонитридов TaX составил 11±2 нм. Равновесная объемная доля достигает 0,19% (табл. 2).

Таблица 1. Химические составы изучаемых сталей (в мас.%)

Table 1. The chemical compositions of the steel studied (in wt.%)

Плавка / Ingot	C	Cr	Co	Mo	W	Cu	Nb	V	Ta	B	N
0,02C-Ta	0,02	8,2	2,8	0	2,8	2,2	–	–	0,34	0,003	0,02
0,1C-VNb	0,11	9,0	3,0	0,5	2,0	–	0,05	0,18	–	0,005	0,05

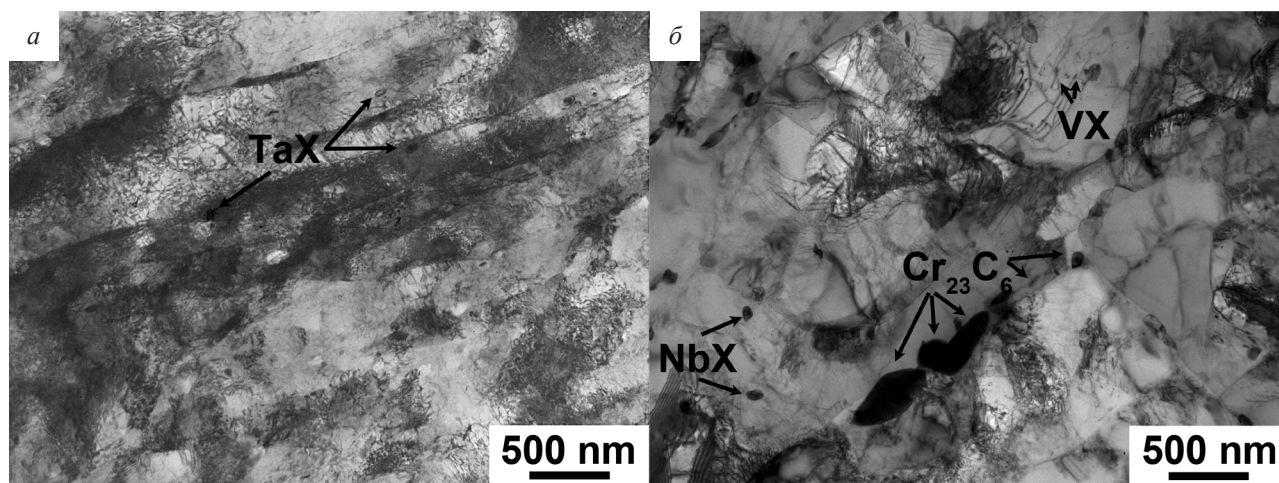


Рис. 1. Речная структура троостита отпуска сталей 0,02С-Та (а) и 0,1С-VNb (б) совместно с различными упрочняющими вторичными фазами

Fig. 1. Tempered martensite lath structure of the 0.02C-Ta (a) and 0.1C-VNb (b) steels together with different strengthening secondary phases

Таблица 2. Параметры структуры изучаемых сталей после термической обработки

Table 2. Structural parameters of the steels studied after initial heat treatment

Параметры структуры / Structural parameters	Плавка / Ingot	
	0,02C-Ta	0,1C-VNb
Средний размер ИАЗ, мкм / Mean PAG size, μm	200 \pm 5	20 \pm 5
Средний размер реек, нм / Mean lath size, nm	300 \pm 30	380 \pm 30
Плотность дислокаций, м ⁻² / Dislocation density, m ⁻²	(4,6 \pm 0,5) \times 10 ¹⁴	(2 \pm 0,5) \times 10 ¹⁴
Средний размер частиц вторичных фаз, нм / Mean size of secondary phase particles, nm		
M ₂₃ C ₆	–	90 \pm 10
TaX	11 \pm 2	–
NbX	–	40 \pm 5
VX	–	20 \pm 2
«Cu»-обогащенные / "Cu"-rich	55 \pm 5	–
Фаза Лавеса / Laves phase	250 \pm 20	–
Объемные доли частиц вторичных фаз, % / Volume fraction of secondary phase particles, %		
M ₂₃ C ₆	–	2,0
MX	0,20	0,25
«Cu»-обогащенные / "Cu"-rich	2,0	–
Фаза Лавеса / Laves phase	1,8	–

Помимо карбонитридов TaX в стали 0,02C-Ta также присутствуют частицы, обогащенные медью, и частицы фазы Лавеса (Fe_2W), обогащенные вольфрамом, расположенные по границам мартенситных реек, блоков, пакетов и ИАЗ. Несмотря на то, что программное обеспечение Thermo-Calc предсказывает высокие равновесные объемные доли этих фаз, экспериментальные данные не согласуются с результатами компьютерного моделирования фазовых составов. ПЭМ изображения демонстрировали наличие малого количества частиц двух последних фаз, что делает эти фазы неэффективными с точки зрения упрочнения. Это вызвано тем, что 3-х часовой выдержки при 750 °C отпуске недостаточно, чтобы обеспечить полное выделение указанных фаз. В стали 0,1C-VNb было обнаружено три типа упрочняющих фаз: карбиды $M_{23}C_6$ со средним размером 90 ± 10 нм, расположенные по границам мартенситных реек, блоков, пакетов и ИАЗ, а также карбонитриды NbX и VX со средними размерами 40 ± 5 и 20 ± 2 нм соответственно, расположенные равномерно по объему матрицы, преимущественно, в местах дислокационного скопления (рис. 1, б, табл. 2). Отметим, что доминантной вторичной фазой в стали 0,1C-VNb является карбид $M_{23}C_6$, равновесная объемная доля которого на порядок выше, чем суммарная доля карбонитридов NbX и VX (табл. 2).

2.2. Структура после длительного отжига при температуре 650 °C.

Длительный отжиг при температуре 650 °C с продолжительностью выдержек 100, 500 и 3000 часов не выявил существенных изменений в реечной структуре троостита отпуска в обеих сталях (рис. 2). После длительного отжига в течение 3000 часов ширина мартенситных реек увеличивается на 23% и 5% для сталей 0,02C-Ta и 0,1C-VNb соответственно, при этом плотность дисло-

каций снижается в два раза в обеих сталях, что вызвано аннигиляцией дислокаций различных знаков. Такое различное изменение ширины мартенситных реек связано с изменениями в упрочняющих фазах. Так, в стали 0,02C-Ta средний размер карбонитридов TaX увеличивается на 45% через 3000 часов отжига, что снижает вклад этих частиц в дисперсионное упрочнение. В стали 0,1C-VNb также наблюдается укрупнение всех вторичных фаз: карбиды $M_{23}C_6$ и карбонитриды NbX увеличились в размерах более чем на 70%, а карбонитриды VX – в 2,5 раза. В процессе длительного отжига в обеих сталях было обнаружено значительное увеличение количества фазы Лавеса с одновременным снижением содержания вольфрама в твердом растворе. В стали 0,02C-Ta фаза Лавеса выделялась в виде крупных части со средним размером более 150 нм, что свидетельствует о том, что эта фаза не принимает участие в упрочнении материала. Напротив, в стали 0,1C-VNb даже после 3000 часов частицы фазы Лавеса, расположенные по границам мартенситных реек, сравнительно мелкие, их средний размер не превышает 100 нм, что дает дополнительное упрочнение материалу, компенсируя потерю твердорастворного упрочнения в связи со снижением вольфрама в матрице [4, 10, 15]. Более того, в стали 0,02C-Ta при отжиге происходит дополнительное выделение частиц, обогащенных медью. Однако, эти частицы также быстро растут, как и частицы фазы Лавеса, и не вносят существенного вклада в упрочнение материала [17–19]. Таким образом, большая термическая стабильность стали 0,1C-VNb, выражающаяся в меньшей скорости укрупнения мартенситных реек, вызвана следующими факторами. Во-первых, высокая доля карбидов $M_{23}C_6$ эффективно сдерживает рост мартенситных реек. Во-вторых, выделившаяся фаза Лавеса обеспечивает дополнительное дисперсионное упрочнение.

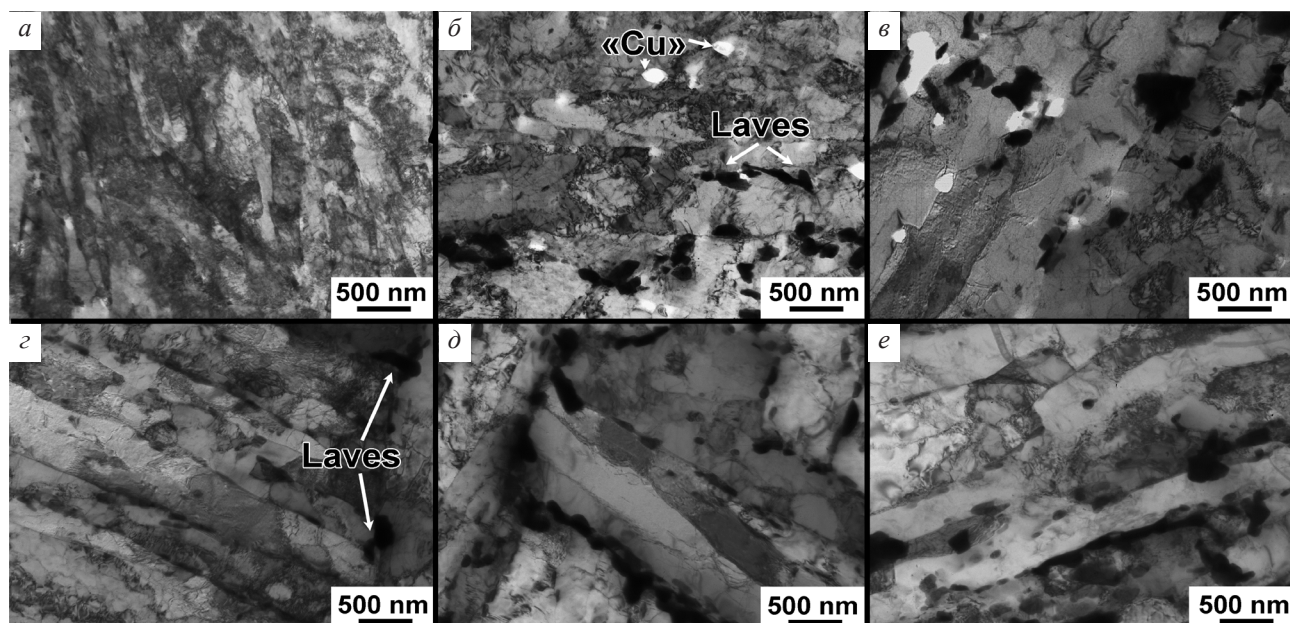


Рис. 2. Реечная структура троостита отпуска сталей 0,02С-Та (а-в) и 0,1С-VNb (г-е) после длительного отжига при температуре 650 °С и различных выдержек в течение 100 (а, г), 500 (б, д) и 3000 часов (в, е)

Fig. 2. Tempered martensite lath structure of the 0.02C-Ta (a–в) and 0.1C-VNb (г–е) steels after long-term ageing at a temperature of 650 °C and different durations of 100 (a, г), 500 (б, д) и 3000 h (в, е)

2.3. Кратковременная ползучесть.

На рис. 3 представлены зависимости скорости ползучести от времени и степени деформации для исследуемых сталей при испытаниях на ползучесть при температуре 650 °С и приложенных напряжениях 160, 140 и 120 МПа. Параметры ползучести представлены в табл. 3. При приложенном напряжении 160 МПа, время до разрушения стали 0,02С-Та в 2,4 раза больше, чем стали 0,1С-VNb (рис. 3, а, табл. 3). При этом прирост времени до разрушения обусловлен увеличением продолжительности первичной стадии ползучести (рис. 3, а). Отметим существенное снижение минимальной скорости ползучести на два порядка для стали 0,02С-Та при приложенном напряжении 160 МПа (рис. 3, а, г). Удлинение до разрушения сопоставимо для обеих сталей (рис. 3, г, табл. 3). С уменьшением приложенного напряжения до 140 МПа (рис. 3, б) время до разрушения для обеих сталей становится приблизительно одинаковым. Минимальная скорость ползучести $\sim 3 \times 10^{-9} \text{ с}^{-1}$ достигается за одинаковое время ~ 350 часов и соответствует удлинению

0,9% для стали 0,02С-Та и 1,8% для стали 0,1С-VNb (рис. 3, б, д). Удлинение до разрушения для обеих сталей больше 10%, что соответствует вязкому разрушению (табл. 3). Для стали 0,02С-Та испытание на ползучесть при приложенном напряжении 120 МПа еще продолжается, в то время как для стали 0,1С-VNb уже завершено (рис. 3, в, е). Время до разрушения составило более 4500 часов (табл. 3). Одинаковая для обеих сталей минимальная скорость ползучести $\sim 4,4 \times 10^{-10} \text{ с}^{-1}$ достигается за время ~ 590 часа и удлинение 0,12% для стали 0,02С-Та и ~ 2060 часов и 1,4% для стали 0,1С-VNb (рис. 3, в, е).

Таким образом, 9% Сг стали с различным типом упрочняющих частиц демонстрируют кардинально различное поведение при высоких приложенных напряжениях, в то время как снижение приложенных напряжений нивелирует эту разницу в поведении. Так, карбонитриды ТаХ при высоких приложенных напряжениях проявляют себя как эффективную упрочняющую фазу, увеличивая продолжительность первичной стадии ползучести и снижая минимальную скорость

ползучести за счет сильного взаимодействия между частицами и дислокациями. Даже незначительное укрупнение этой фазы ведет к значительному снижению упрочнения материала и ослаблению их взаимодействия с дислокациями. Напротив, карбиды $M_{23}C_6$ вместе с фазой Лавеса, расположенные

по малоугловым границам, обеспечивают высокие сдерживающие миграцию границ силы при ползучести в условиях низких приложенных напряжений, даже в случае укрупнения незначительного количества частиц. Это связано с большей объемной долей этих частиц.

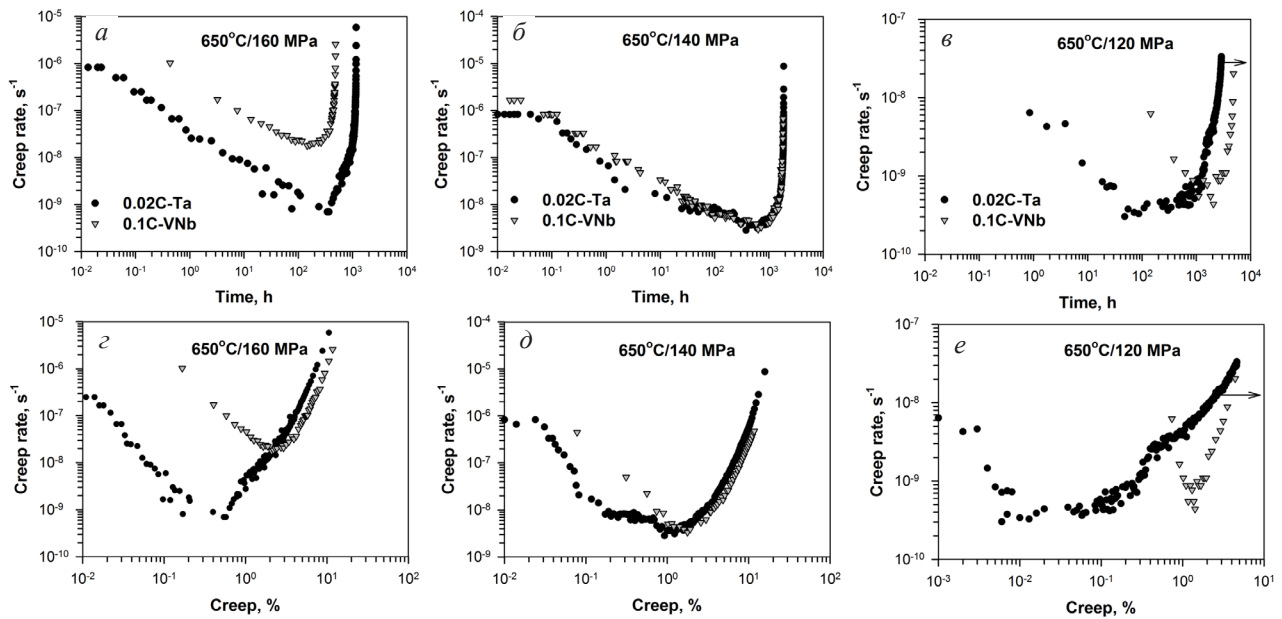


Рис. 3. Зависимости скорости ползучести от времени (а–в) и от степени деформации (z–e) для исследуемых сталей при испытаниях на ползучесть при температуре 650 °С и приложенных напряжениях 160 (а, z), 140 (б, d) и 120 МПа (в, e)

Fig. 3. The dependence of creep rate on time (a–в) and on creep (z–e) for the steels studied at creep tests at a temperature of 650 °С under different applied stresses of 160 (a, z), 140 (б, d) and 120 МПа (в, e)

Таблица 3. Параметры ползучести сталей 0,02С-Та и 0,1С-VNb при температуре 650 °С и приложенных напряжениях 160, 140 и 120 МПа

Table 3. The creep parameters for the 0.02C-Ta and 0.1C-VNb steels at a temperature of 650 °С under the applied stresses of 160, 140 and 120 МПа

Плавка / Ingot	Время до разрушения, ч / Time to rupture, h	Деформация до разрушения, % / Strain to rupture, %	Минимальная скорость ползучести, s^{-1} / Minimum creep rate, s^{-1}
160 МПа / МПа			
0,02С-Та	1162	10,6	7×10^{-10}
0,1С-VNb	484	11,8	2×10^{-8}
140 МПа / МПа			
0,02С-Та	1867	15,8	3×10^{-9}
0,1С-VNb	1828	11,5	3×10^{-9}
120 МПа / МПа			
0,02С-Та	Испытание продолжается / In progress	Испытание продолжается / In progress	4.3×10^{-10}
0,1С-VNb	4824	4,4	4.3×10^{-10}

Выводы

В работе было рассмотрено поведение двух сталей, упрочненных различными типами частиц вторичных фаз, в процессе длительного отжига и кратковременной ползучести при температуре 650 °С и сделаны следующие выводы.

1. Исходная структура обеих сталей представляет собой речный троостит отпуска со средним поперечным размером мартенситных реек 300 и 380 нм для сталей 0,02С-Та и 0,1С-VNb соответственно. Речный мартенсит отпуска стабилизирован различными типами частиц в исследуемых сталях: карбонитридами ТаХ в стали 0,02С-Та и карбидами $M_{23}C_6$ и карбонитридами NbХ и VХ в стали 0,1С-VNb.

2. В процессе длительного отжига в течение 3000 часов наблюдается уширение мартенситных реек на 23% и 5% для сталей 0,02С-Та и 0,1С-VNb соответственно, что сопровождается термическим укрупнением частиц вторичных фаз. Большая стабильность речной структуры стали 0,1С-VNb объясняется высокой долей карбидов $M_{23}C_6$ и дополнительным упрочнением от частиц фазы Лавеса.

3. При кратковременной ползучести при приложенном напряжении 160 МПа, сталь 0,02С-Та, упрочненная карбонитридами ТаХ, демонстрирует прирост во времени до разрушения в 2,4 раза и снижение минимальной скорости ползучести на два порядка по сравнению со сталью 0,1С-VNb. С уменьшением приложенных напряжений до 140 МПа, поведение обеих сталей становится одинаковым, прирост времени до разрушения нивелируется. Карбиды $M_{23}C_6$ вместе с фазой Лавеса, расположенные по малоугловым границам, обеспечивают высокие сдерживающие миграцию границ силы при ползучести в условиях низких приложенных напряжений.

Благодарности / Acknowledgments

Работа выполнена в рамках гранта Президента Российской Федерации для государ-

ственной поддержки молодых российских ученых – кандидатов наук (грант № МК-1995.2021.4).

Автор выражает благодарность Центру коллективного пользования «Технологии и Материалы НИУ «БелГУ», деятельность которого финансово поддерживается Министерством науки и высшего образования РФ в рамках соглашения № 075-15-2021-690.

The work was financially supported by the President's Grant of the Russian Federation for support of young Russian scientists – candidates of science (grant No. МК-1995.2021.4).

The work was carried out using equipment of the Joint Research Center of Belgorod State National Research University "Technology and Materials" the activity of which was supported from the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation within the framework of agreement No. 075-15-2021-690.

Список литературы

1. Кайбышев Р., Скоробогатых В., Щенкова И. Новые стали мартенситного класса для тепловой энергетики // ФММ. 2010. Т. 109. С. 200–215. DOI: 10.1134/S0031918X10020110.
2. Abe F., Kern T. U., Viswanathan R. Creep-resistant steels. Woodhead: Publishing, Cambridge, 2008. 800 p. DOI: 10.1016/B0-08-043152-6/00335-1.
3. Viswanathan R., Bakker W. Materials for ultrasupercritical coal power plants – Boiler materials: Part I // J. Mater. Eng. Perform. 2001. V. 10. P. 81–95. DOI: 10.1361/105994901770345394.
4. Abe F. Precipitate design for creep strengthening of 9%Cr tempered martensitic steel for ultra-supercritical power plants // Sci. Technol. Adv. Mater. 2008. V. 9, Iss. 1. Article number 013002. DOI: 10.1088/1468-6996/9/1/013002.
5. Kimura K. Creep strength of high chromium steel with ferrite matrix // Int. J. Press. Vessels Pip. 2010. V.87, Iss. 6. P.282–288. DOI: 10.1016/j.ijpvp.2010.03.016.
6. On the 650 °C thermostability of 9–12Cr heat resistant steels containing different precipitates / H. Wang et al. // Acta Mat. 2017. V. 134. P. 143–154. DOI: 10.1016/j.actamat.2017.05.069.
7. Tkachev E., Belyakov A., Kaibyshev R. Creep strength breakdown and microstructure in a 9%Cr steel with high B and low N contents // Mater. Sci. Eng. A.

2020. V. 772. Article number 138821. DOI: 10.1016/j.msea.2019.138821.

8. Dudova N., Mishnev R., Kaibyshev R. Creep behavior of a 10%Cr heat-resistant martensitic steel with low nitrogen and high boron contents at 650 °C // *Mater. Sci. Eng. A*. 2019. V. 766. Article number 138353. DOI: 10.1016/j.msea.2019.138353.

9. Effect of microstructural evolution on high-temperature strength of 9Cr–3W–3Co martensitic heat resistant steel under different aging conditions / P. Yan et al. // *Mater. Sci. Eng. A*. 2013. V. 588. P. 22–28. DOI: 10.1016/j.msea.2013.09.033.

10. 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. DOI: 10.1007/s10853-020-04508-7.

11. Danielsen H. K. Review of Z phase precipitation in 9–12 wt-%Cr steels // *Mat Sci Tech*. 2016. V. 32. Iss. 2. P. 126–137. DOI: 10.1179/1743284715Y.0000000066.

12. Влияние условий ползучести и длительного отжига на образование частиц Z-фазы / А. Федосеева [и др.] // *ФММ*. 2020. V. 121 (6). 621–627 (2020). DOI: 10.31857/S0015323020060054.

13. Two-Phase Separation of Primary MX Carbonitride during Tempering in Creep Resistant 9Cr1MoVNb Steel / K. Suzuki et al. // *ISIJ International*. 2003. V. 43, Iss. 7. Article number 104312. DOI: 10.2355/isijinternational.43.1089.

14. Effect of alloying on the nucleation and growth of Laves phase in the 9–10%Cr–3%Co martensitic steels

during creep / A. Fedoseeva et al. // *Metals*. 2021. V. 11, Iss. 1. Article number 60. DOI: 10.3390/met11010060.

15. Maruyama K., Sekido N., Yoshimi K. Changes in strengthening mechanisms in creep of 9Cr–1.8W–0.5Mo–VNb steel tested over wide ranges of creep conditions // *ISIJ Inter*. 2021. V. 190. P. 1089–1094. DOI: 10.1016/j.ijpvp.2021.104312.

16. On the contribution of carbides and micrograin boundaries to the creep strength of tempered martensite ferritic steels / A. Kostka et al. // *Acta Mater*. 2007. V. 55, Iss. 2. P. 539–550. DOI: 10.1016/j.actamat.2006.08.046.

17. Abe F. Effect of fine precipitation and subsequent coarsening of Fe₂W Laves phase on the creep deformation behavior of tempered martensitic 9Cr–W steels // *Metall. Trans. A*. 2005. V. 36A. P. 321–332. DOI: 10.1007/s11661-005-0305-y.

18. Coarsening of Laves phase and creep behaviour of a Re-containing 10% Cr–3% Co–3% W steel / A. Fedoseeva et al. // *Mater. Sci. Eng. A*. 2021. V. 812. Article number 141137. DOI: 10.1016/j.msea.2021.141137.

19. On effect of rhenium on mechanical properties of a high-Cr creep resistant steel / A. Fedoseeva et al. // *Mater. Lett.* 2019. V. 236. P. 81–84. DOI: 10.1016/j.matlet.2018.10.081.

20. Premature creep failure in strength enhanced high Cr ferritic steels caused by static recovery of tempered martensite lath structures / H. Armaki et al. // *Mat. Sci. Eng. A*. 2010. V. 527, Iss. 24–25. P. 6581–6588. DOI: 10.1016/j.msea.2010.07.037.