

ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 669.15-194.55:539.4:539.25

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ЗАКАЛКИ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ ПОЛЗУЧЕСТИ 9% Cr–1% W–1% Mo–V–Nb МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ

© 2022 г. А. Э. Федосеева^а, *, И. С. Никитин^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 02.07.2021 г.

После доработки 16.09.2021 г.

Принята к публикации 20.09.2021 г.

Сопротивление ползучести 9% Cr–1% W–1% Mo стали, подвергнутой закалке с температур 1050 и 1150°C, охлаждение на воздухе, с последующим отпуском при температуре 750°C в течение 3 ч, было исследовано при температуре 650°C и приложенных напряжениях 160, 140 и 120 МПа. Увеличение температуры закалки от 1050 до 1150°C привело к увеличению среднего размера исходных аустенитных зерен с 25 до 93 мкм, что было вызвано растворением частиц карбонитридов MX, обогащенных ниобием, при выдержке в аустенитной области. Увеличение размеров исходных аустенитных зерен сопровождается снижением среднего размера блоков и мартенситных реек на 17 и 43% соответственно. Более того, повышенная температура нагрева под закалку обеспечивает благоприятные условия (доля границ, плотность дислокаций, содержание легирующих элементов в твердом растворе) для выделения при отпуске частиц карбидов $M_{23}C_6$ и карбонитридов MX более мелкого размера. Увеличение структурного упрочнения из-за пониженного размера блоков и мартенситных реек, а также дисперсионного упрочнения из-за наноразмерных частиц VX оказывает положительное влияние на сопротивление ползучести, уменьшая минимальную скорость ползучести и продолжительность неустановившейся стадии, что увеличивает время до разрушения в несколько раз.

Ключевые слова: жаропрочная сталь мартенситного класса, термическая обработка, ползучесть, микроструктура, частицы вторичных фаз

DOI: 10.31857/S001532302201003X

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время развитие теплоэнергетической области направлено на повышение коэффициента полезного действия тепловых энергетических установок за счет перехода на суперсверхкритические параметры пара путем повышения температуры до 600–620°C и давления пара до 25–30 МПа [1–3]. Это достигается переходом к использованию теплотехнических сталей нового поколения. За рубежом в качестве материала для изготовления высокотемпературных контуров котлов и главных паропроводов было разработано несколько высокохромистых сталей, сертифицированных для применения в теплоэнергетике, таких как P91, P911 и P92 стали [1–3]. Наибольшее применение находят стали P911 (химический состав в вес. % 0.1C–0.05N–9Cr–1W–1Mo–0.24V–0.07Nb–0.003B) и P92 (химический состав в вес. % 0.1C–0.05N–9Cr–1.8W–0.6Mo–0.24V–0.07Nb–0.003B), которые допускают длительную

эксплуатацию при температурах до 600°C и короткоресурсную работу до 620°C [1].

Структура этих сталей представляет собой троостит отпуска, получаемый путем термической обработки, состоящей из закалки на воздухе и среднетемпературного отпуска [1, 4, 5]. Сложная иерархическая структура троостита отпуска представляет собой исходные аустенитные зерна (ИАЗ), разделенные на пакеты [1–5]. Границы этих структурных элементов являются большеугловыми [1–5]. Пакеты разделены специальными границами или малоугловыми границами с углом разориентировки 10.54° на блоки, состоящие из мартенситных реек [1–5]. Границы мартенситных реек характеризуются углом разориентировки от 1° до 2° [1–5]. Высокое сопротивление ползучести этих сталей обеспечивается суперпозицией всех четырех упрочняющих механизмов: (а) твердорастворное упрочнение, за которое ответственны Cr, W и Mo; (б) дислокационное упрочнение, (в) субструктурное упрочнение от

малоугловых границ мартенситных реек, (г) дисперсионное упрочнение от частиц карбонитридов МХ (где М означает V, Nb, а Х – С и/или N), равномерно распределенных по объему матрицы, а также карбидов $M_{23}C_6$, обогащенных хромом, и интерметаллидов фазы Лавеса $Fe_2(W,Mo)$, выделяющихся по границам ИАЗ, пакетов, блоков и мартенситных реек [6]. Наиболее важным механизмом упрочнения высокохромистых сталей является дисперсионное упрочнение из-за карбонитридов МХ. Эти наноразмерные карбонитриды служат препятствиями для движения дислокаций, что обеспечивает низкую скорость ползучести и стабильность структуры троостита отпуска при высоких температурах [7–9]. Формирование двух типов карбонитридов с разделением по химическому составу на V(C,N) и Nb(C,N) обеспечивает стабильность этих частиц в процессе ползучести при температурах до 650°C [9].

Влиять на вклады этих механизмов упрочнения в предел текучести и сопротивление ползучести, можно, меняя структуру и распределение частиц вторичных фаз в троостите отпуска за счет изменений в режимах термической обработки. От температуры нагрева под закалку зависит не только размер ИАЗ, но и размеры пакетов, блоков, карбидов $M_{23}C_6$ и преимущественный тип границ, на которых эти карбиды выделяются [10–13]. В работе [10] отмечается, что в сталях с различным легированием, но схожим размером ИАЗ длительная прочность будет одинаковая, несмотря на существенные различия при кратковременных испытаниях. При этом оптимальным размером ИАЗ является 50 мкм [11]. Влияние размера ИАЗ на сопротивление ползучести высокохромистых сталей во многом остается не ясным, принимая во внимание ограниченное количество работ [10–13]. При этом в данных работах сравнивались стали с различным содержанием легирующих элементов, что не дает возможности отделить влияние легирования от влияния термической обработки. Целью настоящей работы является установить влияние температуры закалки на сопротивление ползучести 9% Cr–1% W–1% Mo–V–Nb стали при температуре 650°C.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

9% Cr сталь с химическим составом (в вес. %): 0.12% C–8.7% Cr–1% Mo–0.9% W–0.2% V–0.07% Nb–0.1% Si–0.4% Mn–0.2% Ni–0.05% N–0.003% B–0.02% Al, обозначенная здесь как P911 сталь, была выплавлена в высокотемпературной индукционной печи в ОАО НПО “ЦНИИТМАШ”, г. Москва, Россия. Кованые заготовки были подвергнуты двум режимам термической обработки (стандартному и модифицированному), заключающимся в закалке с последующим среднетемпературным

отпуском. Стандартная термическая обработка P911 стали состояла из закалки с 1050°C с выдержкой в течение 30 мин, охлаждение на воздухе, с последующим отпуском при 750°C в течение 3 ч с охлаждением на воздухе. Модифицированная термическая обработка стали отличалась только температурой нагрева под закалку – 1150°C.

Испытания на ползучесть до разрушения были проведены при температуре 650°C и приложенных напряжениях 160, 140 и 120 МПа с использованием плоских образцов с длиной рабочей части 25 мм и поперечным сечением 7×3 мм² с помощью испытательной машины рычажного типа ATS2330. Размер ИАЗ изучаемой стали был оценен с использованием оптического микроскопа Olympus GX71 (ОМ). Микроструктура была выявлена химическим травлением в растворе состава: HF – 1%, HNO₃ – 2%, H₂O – 97%.

Просвечивающая электронная микроскопия (ПЭМ) с использованием микроскопа JEM JEOL-2100, оснащенного энергодисперсионной приставкой INCA, и сканирующая электронная микроскопия с использованием микроскопа Quanta 600 3D, оснащенного приставкой для EBSD-(electron back-scatter diffraction) анализа, были использованы для оценки размеров пакетов, мартенситных реек, плотности дислокаций, а также типа, морфологии и размера вторичных частиц. EBSD-картины были сняты с участков площадью 200×100 мкм² с шагом 0.1 мкм. Фольги для ПЭМ и EBSD-анализа были подготовлены в 10%-м растворе хлорной кислоты в уксусной под напряжением 21–23 В с использованием специальной установки Struers TENUPO-5. Углеродные реплики для ПЭМ были получены при помощи универсального вакуумного поста “Quorum Q 150R”. Размер блоков и реек был определен методом случайных секущих с учетом всех видимых границ/(суб)границ. Плотность свободных дислокаций внутри реек/субзерен была оценена по количеству точек выхода дислокаций на поверхность фольги с использованием ПЭМ и с использованием коэффициента Кернела по EBSD-картинам как $\rho = 2\phi/xb$, где ϕ – среднее значение коэффициента Кернела, как среднее искажение решетки вокруг каждой точки сканирования для первой координатной сферы, x – шаг сканирования и b – вектор Бюргерса [14]. Тип частиц был определен комплексным методом на основе локального химического состава и картин микродифракций электронов, полученных методом ПЭМ углеродных реплик. Объемная доля вторичных фаз была оценена с использованием программного обеспечения Thermo-Calc. Более подробно методики описаны в предыдущих работах [6, 7, 13, 15].

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Влияние температуры закалки на размер ИАЗ и вторичные фазы

Оптическая металлография P911 стали приведена на рис. 1. Увеличение температуры закалки с 1050°C до 1150°C приводит к существенному повышению среднего размера ИАЗ от 25 ± 5 до 93 ± 5 мкм соответственно (рис. 1). Увеличение размера ИАЗ вызвано растворением карбонитридов MX при выдержке в аустенитной области. Моделирование фазового состава с помощью программы Thermo-Calc показало, что при обеих температурах закалки 1050 и 1150°C присутствуют карбонитриды MX, обогащенные ванадием и ниобием. Отметим, что химический состав фазы MX при температурах закалки 1050 и 1150°C существенно различен. При $T = 1050^\circ\text{C}$ карбонитрид (Nb,V)X содержит 40 вес. % Nb–39% V–15% N–4% Cr–2% C. При $T = 1150^\circ\text{C}$ карбонитрид NbX содержит 80 вес. % Nb–4% V–8% N–3% Cr–5% C. При температуре закалки 1050°C объемная доля карбонитридов NbX составляет 0.11%, в то время как с увеличением температуры закалки до 1150°C объемная доля карбонитридов NbX снижается до 0.024%, что почти в 4 раза меньше, чем при более низкой температуре закалки. В твердом растворе мартенсита после закалки остается 0.16 вес. % V и 0.011 вес. % Nb при 1050°C, и 0.20 вес. % V и 0.024 вес. % Nb при 1150°C, которые при 750°C отпуске также будут участвовать в образовании частиц карбонитридов MX.

Влияние размера ИАЗ на сопротивление ползучести

На рис. 2 представлена зависимость времени до разрушения от приложенного напряжения для P911 стали после термической обработки по двум режимам. Видно, что увеличение температуры закалки ведет к существенному приросту времени до разрушения в 10, 5 и 4 раза при приложенных напряжениях 160, 140 и 120 МПа соответственно (рис. 2). Время до разрушения (τ_r) может быть выражено через приложенное напряжение (σ) следующей зависимостью (1) [10]:

$$\tau_r = A\sigma^{-m}, \quad (1)$$

где A – константа, m – константа напряжения. Константы напряжения составили 11 и 6 для закалки при температурах 1050 и 1150°C соответственно (рис. 2). Такие значения соответствуют дислокационной ползучести, контролируемой низкотемпературным переползанием дислокаций, скорость которых определяется трубочной диффузией [2, 10]. Отметим, что со снижением приложенных напряжений прирост во времени до разрушения снижается вплоть до его полного исчезновения (рис. 2).

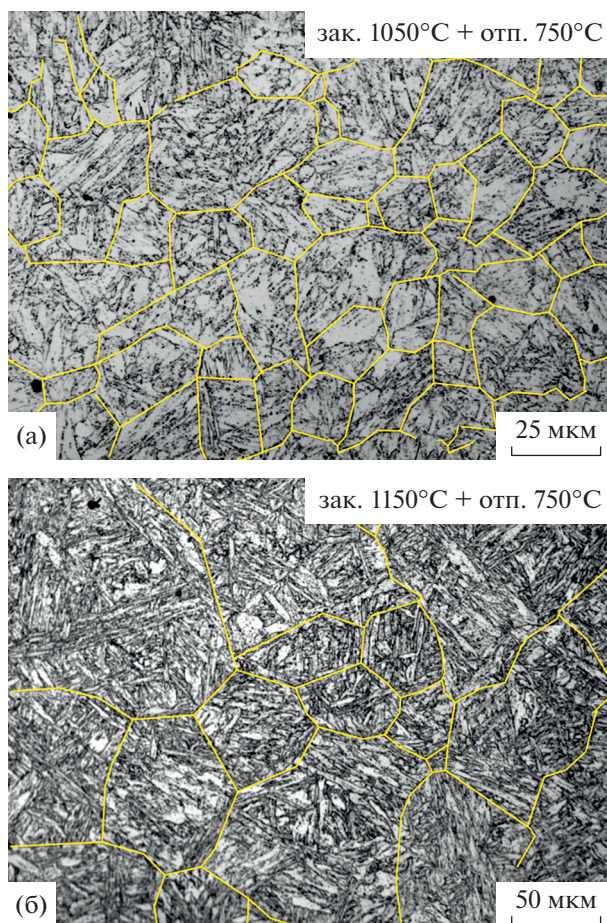


Рис. 1. Изображения макроструктуры P911 стали после закалки с 1050 (а) и 1150°C (б) с последующим отпуском при 750°C, полученные с помощью ОМ. Цветом выделены границы ИАЗ.

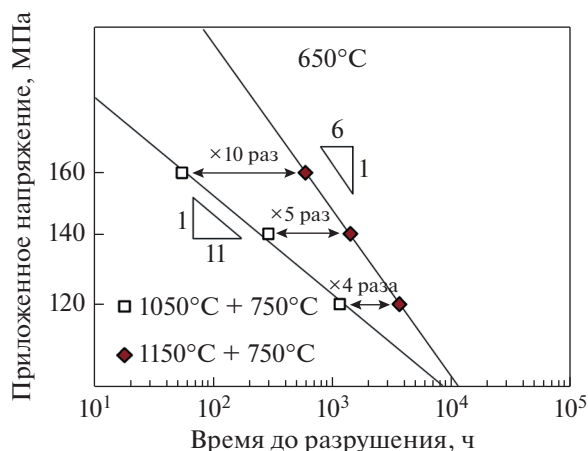


Рис. 2. Зависимость времени до разрушения от приложенного напряжения при температуре 650°C для P911 стали, подвергнутой различным режимам термической обработки.

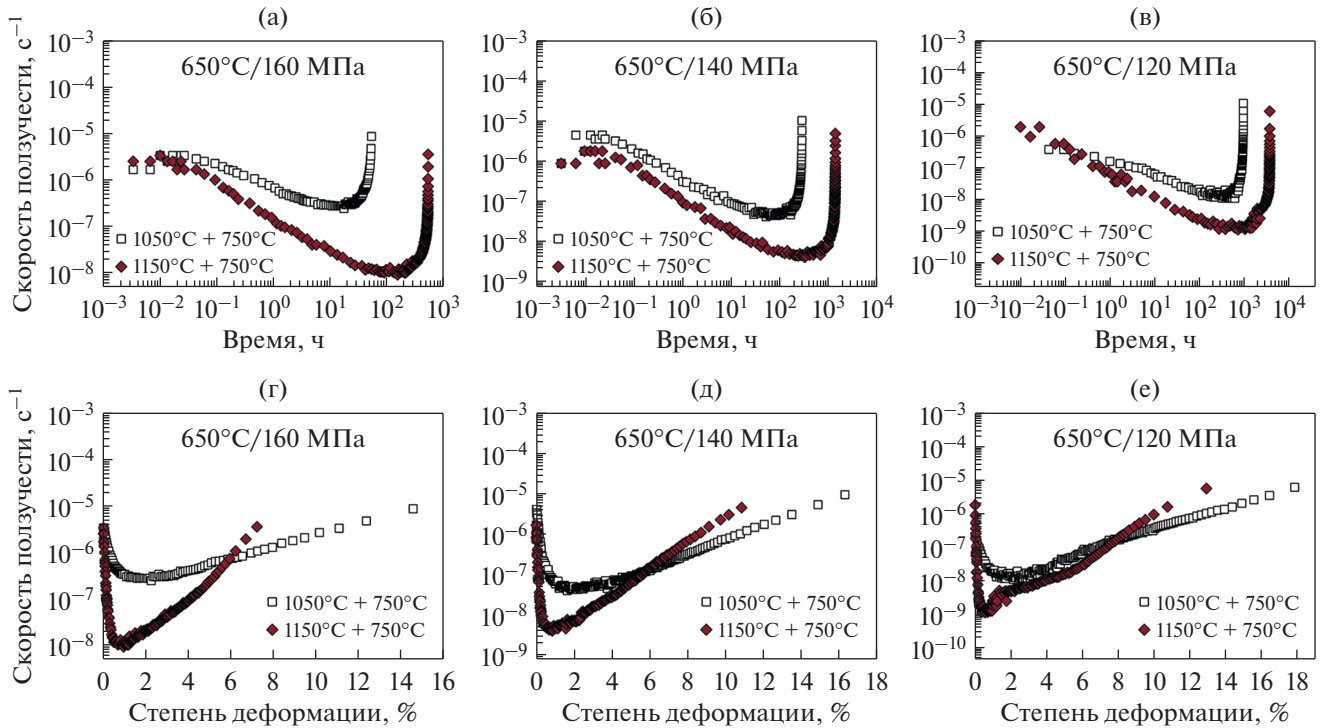


Рис. 3. Зависимости скорости ползучести от времени (а–в) и степени деформации (г–е) при температуре 650°C и приложенных напряжениях 160 (а, г), 140 (б, д) и 120 МПа (в, е) для Р911 стали после различных режимов термической обработки.

Зависимости скорости ползучести от времени и степени деформации при температуре 650°C и приложенных напряжениях 160, 140 и 120 МПа представлены на рис. 3. Отметим, что характер кривых ползучести схож после обеих температур закалки. Для каждого состояния можно выделить три стадии ползучести: неустановившуюся стадию, при которой скорость ползучести снижается до минимального значения с увеличением времени и степени деформации, достижение минимальной скорости ползучести и ускоренную стадию ползучести, при которой скорость деформации увеличивается с увеличением времени и скорости деформации после достижения минимальной скорости ползучести и до разрушения (рис. 3).

При всех приложенных напряжениях Р911 сталь, подвергнутая закалке с 1150°C с последующим отпуском при 750°C, демонстрирует увеличение продолжительности неустановившейся стадии по времени и снижению минимальной скорости деформации на 1–2 порядка по сравнению со стандартной термической обработкой (рис. 3). Это и обуславливает большее время до разрушения при одинаковых условиях ползучести (рис. 2). Однако, эта разница уменьшается с понижением приложенных напряжений. Так, при приложенном напряжении 160 МПа прирост времени неустановившейся стадии составляет 10 раз, в то

время как при 120 МПа всего 4 раза (рис. 3а–3в). Более того, время, необходимое для достижения минимальной скорости ползучести, для стали, закаленной с 1150°C, превышает время до разрушения для стали, закаленной с 1050°C, при всех приложенных напряжениях (рис. 3а–3в).

При всех приложенных напряжениях Р911 сталь, подвергнутая закалке с 1050°C, имеет степень деформации до разрушения 15–18% (рис. 3г–3е). При приложенном напряжении 160 МПа степень деформации до разрушения Р911 стали после закалки с 1150°C в 2 раза ниже, чем после 1050°C (рис. 3г), однако при снижении приложенных напряжений эта разница уменьшается до 30% (рис. 3д, 3е). Отметим, что температура закалки несущественно влияет на протяженность неустановившейся стадии по степени деформации (рис. 3г–3е). При всех приложенных напряжениях степень деформации, при которой достигается минимальная скорость деформации, близка к 1% для обоих состояний Р911 стали (рис. 3).

Таким образом, увеличение времени до разрушения в Р911 стали, подвергнутой закалке с 1150°C, коррелирует с более продолжительной неустановившейся стадией и снижением минимальной скорости деформации и может быть обусловлено как структурой, формирующейся после отпуска, так и микроструктурными изменениями, проте-

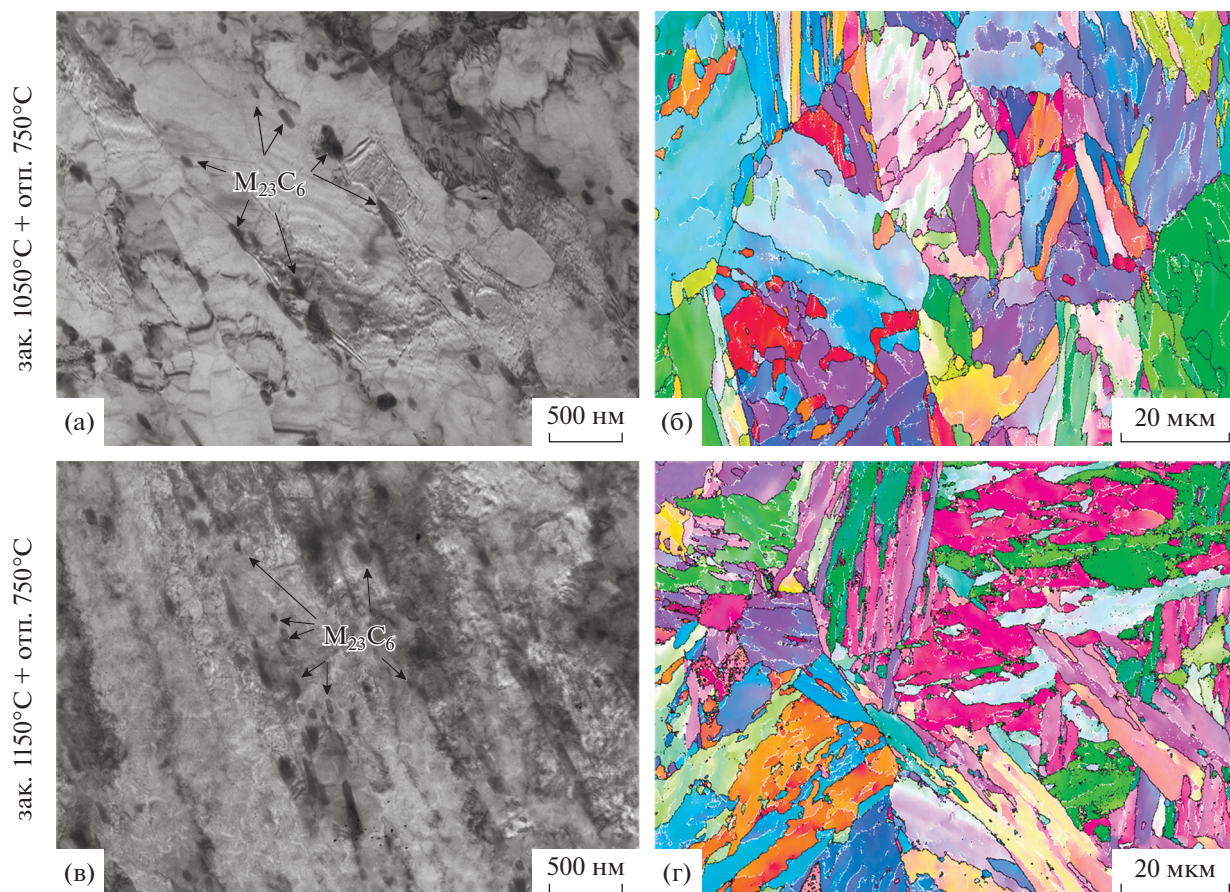


Рис. 4. Изображения микроструктуры P91 стали после закалки с 1050 (а, б) и 1150°C (в, г) с последующим отпуском при 750°C, полученные с помощью ПЭМ тонких фольг (а, в) и EBSD-анализа (б, г).

кающими на неустановившейся стадии ползучести [13].

*Микроструктурные аспекты
высокого сопротивления ползучести стали
с большим размером ИАЗ*

Чтобы выяснить причины более высокой прочности P91 стали с большим размером ИАЗ, методами ПЭМ фольг и углеродных реплик и EBSD-анализа были проведены детальные исследования микроструктуры после различных термических обработок. На рис. 4 приведены изображения микроструктуры P91 стали после закалки с 1050 и 1150°C с последующим отпуском при 750°C. В табл. 1 просуммированы структурные параметры P91 стали после различных режимов термических обработок.

ПЭМ тонких фольг и EBSD-анализ выявил, что обе термические обработки приводят к формированию структуры троостита отпуска. Увеличение температуры закалки от 1050 до 1150°C приводит к уменьшению размера блока и ширины мартенситных реек на 17 и 43% соответственно

(табл. 1) вопреки росту размера ИАЗ. Соотношение между размерами блока и шириной мартенситных реек увеличивается от 4.8 до 7 с увеличением температуры закалки (табл. 1). Отметим, что плотность дислокаций, оцененная методами ПЭМ и EBSD-анализа (через коэффициент Кернела), не зависит от температуры закалки и имеет один порядок (табл. 1), хотя в 9–12% Cr сталях ширина мартенситных реек и плотность дислокаций обычно имеют обратную пропорциональную зависимость [6, 16].

После обеих термических обработок по границам ИАЗ, пакетов, блоков и мартенситных реек были обнаружены частицы карбидов $M_{23}C_6$ округлой формы. Увеличение температуры закалки от 1050 до 1150°C приводит к снижению размера частиц карбидов $M_{23}C_6$ с 97 до 83 нм с одновременным снижением плотности этих частиц по границам пакетов, блоков и реек в 1.5 раза (табл. 1). Такие изменения вызваны, по-видимому, увеличением числа границ при более высокой температуре закалки, а также более равномерным распределением частиц карбидов $M_{23}C_6$ по границам блоков и реек при отпуске.

Таблица 1. Структурные параметры P911 стали после различных режимов термической обработки

Параметры	$T_{\text{закалки}}$	
	1050°C	1150°C
Размер ИАЗ, мкм	25 ± 5	93 ± 5
Размер блока, мкм	2.6 ± 0.1	2.2 ± 0.1
Ширина рек, мкм	0.54 ± 0.05	0.31 ± 0.05
Плотность дислокаций (по ПЭМ), $\times 10^{14} \text{ м}^{-2}$	1.8 ± 0.1	2.1 ± 0.1
Плотность дислокаций (по EBSD анализу), $\times 10^{14} \text{ м}^{-2}$	8.0 ± 0.1	7.6 ± 0.1
Размер $M_{23}C_6$, нм	97 ± 5	83 ± 5
Плотность частиц по границам, мкм^{-1}	1.44 ± 0.2	1.03 ± 0.2
Размер NbX, нм	41 ± 5	23 ± 5
Размер VX, нм	30 ± 5	18 ± 5
Объемная доля VX, %	0.29	0.30

Особое внимание в 9–12% Cr сталях с содержанием углерода 0.1% и азота 0.05% уделяется карбонитридам MX, обогащенным ванадием и ниобием, которые являются основными причинами возникновения пороговых напряжений [2, 8, 11, 17]. На рис. 5 приведены изображения различных типов частиц в P911 стали после закалки с 1050 и 1150°C с последующим отпуском при 750°C совместно с распределением частиц (VX и $M_{23}C_6$) по размерам. Преимущественно в процес-

се отпуска происходит выделение частиц MX, обогащенных ванадием, независимо от температуры закалки (рис. 5). В твердом растворе мартенсита после закалки при 1150°C содержится повышенное количество ванадия и ниобия, однако это не ведет к увеличению объемной доли этих частиц (табл. 1) Увеличение температуры закалки от 1050 до 1150°C приводит к двух-кратному снижению среднего размера частиц VX и NbX при отпуске (табл. 1, рис. 5б, 5г) за счет увеличения ко-

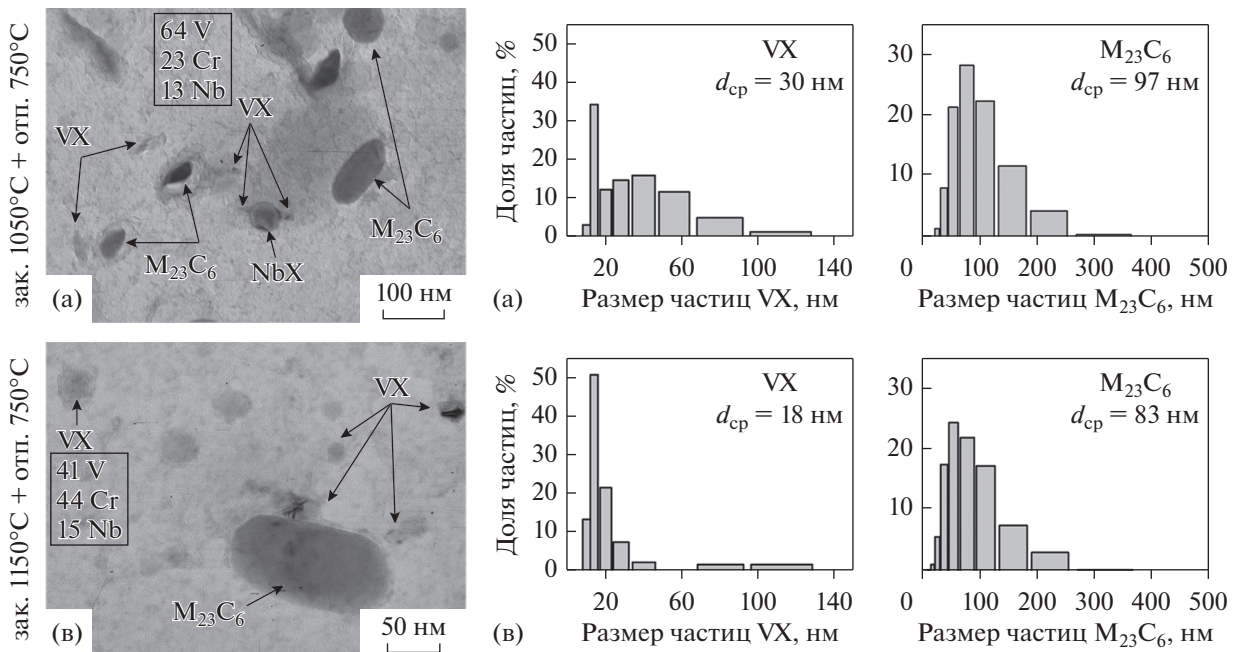


Рис. 5. Изображения частиц вторичных фаз (а, в) в P911 стали после закалки с 1050 (а, б) и 1150°C (в, г) с последующим отпуском при 750°C совместно с распределением частиц (VX и $M_{23}C_6$) по размерам (б, г), полученные с помощью ПЭМ углеродных реплик.

личества МХ частиц, выделившихся в ферритной матрице. Распределение частиц VX по размерам (рис. 5б, 5г) демонстрирует, что около 80% частиц имеют размер меньше 25 нм после закалки с 1150°C с последующим отпуском. Химический состав частиц VX после закалок с 1050 и 1150°C имеет существенные различия (рис. 5а, 5в). Так, увеличение температуры закалки от 1050 до 1150°C меняет соотношение V : Cr в частицах VX с 3 : 1 до 1 : 1 (рис. 5). Такие изменения в дисперсии карбонитридов МХ препятствуют росту мартенситных реек при отпуске, что и обуславливает их меньший размер после модифицированной термической обработки.

Таким образом, высокое сопротивление ползучести при высоких приложенных напряжениях в стали с большим размером ИАЗ обусловлено структурным упрочнением за счет сниженного размера блока и мартенситных реек, а также дисперсионным упрочнением, преимущественно, из-за наноразмерных частиц VX со средним размером 18 нм. Эти частицы препятствуют переползанию дислокаций при ползучести [2, 8, 11, 17]. Отметим, что измельчение карбида $M_{23}C_6$ также должно положительно сказываться на сопротивлении ползучести, поскольку эти частицы препятствуют миграции границ блоков и мартенситных реек [15].

Нивелирование прироста сопротивления ползучести при снижении приложенного напряжения вызвано исчезновением преимуществ в структурном и дисперсионном упрочнениях стали с большим размером ИАЗ в процессе ползучести. Вместо реечной мартенситной структуры формируется равноосная субзеренная структура, частицы карбидов $M_{23}C_6$ и МХ сильно укрупняются, частицы МХ могут трансформироваться в крупные частицы стабильной Z-фазы [1, 2, 7, 15, 17]. Такие структурные изменения в процессе ползучести не должны зависеть от термической обработки. Дальнейшие работы будут направлены на исследования структурных изменений в процессе ползучести.

ВЫВОДЫ

Механические свойства при ползучести P911 стали, подвергнутой различным режимам термической обработки, были исследованы. Увеличение температуры закалки от 1050 до 1150°C с последующим отпуском при 750°C приводит к существенным структурным изменениям. Во-первых, размер ИАЗ увеличивается почти в 3 раза, что влияет на размер блоков и мартенситных реек. Размер блоков и мартенситных реек снижается на 17 и 43% соответственно. Во-вторых, снижается размер карбонитридов МХ и карбидов

$M_{23}C_6$, а также меняется химический состав частиц карбонитридов VX. Такие изменения в структуре P911 стали оказали положительное влияние на сопротивление ползучести при температуре 650°C и приложенных напряжениях 160, 140 и 120 МПа, увеличив время до разрушения в 10, 5 и 4 раза соответственно. Увеличение времени до разрушения при всех исследованных условиях ползучести обусловлено увеличением продолжительности неустановившейся стадии ползучести и снижением минимальной скорости ползучести.

Результаты микроструктурных исследований и механических свойств получены за счет средств гранта РФФИ № 20-33-90117. Результаты моделирования фазовых составов получены за счет средств гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – кандидатов наук (соглашение № 075-15-2021-336). Работа выполнена с использованием оборудования Центра коллективного пользования “Технологии и Материалы НИУ “БелГУ”.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Abe F., Kern T.U., Viswanathan R.* Creep-resistant steels. Woodhead: Publishing, Cambridge, 2008. 800 p.
2. *Кайбышев Р.О., Скоробогатых В.Н., Щенкова И.А.* Новые стали мартенситного класса для тепловой энергетики. Жаропрочные свойства // ФММ. 2010. Т. 109. С. 200–215.
3. *Viswanathan R., Bakker W.* Materials for ultrasupercritical coal power plants – boiler materials: Part 1 // J. Mater. Eng. Performance. 2001. V. 10. P. 81–95.
4. *Гундырев В.М., Зельдович В.И., Счастливцев В.М.* Кристаллографический анализ и механизм мартенситного превращения в сплавах железа // ФММ. 2020. Т. 121. С. 1142–1161.
5. *Сагарадзе В.С., Кочеткова Т.Н., Катаева Н.В., Козлов К.А., Завалишин В.А., Вильданова Н.Ф., Агеев В.С., Леонтьева-Смирнова М.В., Никитина А.А.* Структура и ползучесть российских реакторных сталей с ОЦК-решеткой // ФММ. 2017. Т. 118. С. 522–534.
6. *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.
7. *Федосеева А.Э., Никитин И.С., Дудова Н.Р., Кайбышев Р.О.* Влияние условий ползучести и длительного отжига на образование частиц Z-фазы // ФММ. 2020. Т. 121. С. 621–627.
8. *Abe F.* Precipitate Design for Creep Strengthening of 9% Cr Tempered Martensitic Steel for Ultra-Supercritical Power Plants // Sci. Tech. Advance. Mater. 2008. V. 9. No. 013002.
9. *Suzuki K., Kumai S., Toda Y., Kushima H., Kimura K.* Two-Phase Separation of Primary MX Carbonitride

- during Tempering in Creep Resistant 9Cr1MoVNb Steel // *ISIJ International*. 2003. V. 43. P. 104312.
10. *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. № 1089–1094
 11. *Kostka A., Tak K-G., Hellmig R.J., Estrin Y., Eggeler G.* On the contribution of carbides and micrograin boundaries to the creep strength of tempered martensite ferritic steels // *Acta Mater.* 2007. V. 55. P. 539–550.
 12. *Kimura K., Ohi N., Shimazu K., Matsuo T., Tanaka R., Kikuchi M.* Effect of prior austenite grain size on high temperature creep properties of Cr–Mo–V rotor steel // *Scripta Metal.* 1987. V. 21. P. 19–22.
 13. *Fedoseeva A., Nikitin I., Tkachev E., Mishnev R., Dudova N., Kaibyshev R.* Effect of alloying on the nucleation and growth of Laves phase in the 9–10% Cr–3% Co martensitic steels during creep // *Metals*. 2021. V. 11. № 60.
 14. *Zhilyaev A., Sergeev S., Langdon T.* Electron backscatter diffraction (EBSD) microstructure evolution in HPT copper annealed at a low temperature // *J. Mater. Research Technology*. 2014. V. 3. P. 338–343.
 15. *Fedoseeva A., Dudova N., Kaibyshev R.* Creep strength breakdown and microstructure evolution in a 3% Co modified P92 steel // *Mater. Sci. Eng. A*. 2016. V. 654. P. 1–12.
 16. *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.
 17. *Dudko V., Belyakov A., Kaibyshev R.* Origin of Threshold Stresses in a P92-type Steel // *Trans Indian Inst Met.* 2016. V. 69. P. 223–227.