

ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 669.15-194.55:539.4:539.25

ВЛИЯНИЕ ДЛИТЕЛЬНОГО ОТЖИГА НА СТАБИЛЬНОСТЬ СТРУКТУРЫ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ 9% Cr–3% Co СТАЛИ, УПРОЧНЕННОЙ НАНОЧАСТИЦАМИ

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

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

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

Поступила в редакцию 24.06.2022 г.

После доработки 26.07.2022 г.

Принята к публикации 05.08.2022 г.

Влияние длительного отжига на структуру низкоуглеродистой 9%Cr–3%Co стали, упрочненной наночастицами, было исследовано при температуре 650°C с временами выдержки 100, 500, 1000 и 3000 ч. После термической обработки ширина мартенситных реек в структуре стали составляла около 300 нм, плотность дислокаций внутри реек была высокой. Реечная структура мартенсита отпуска была стабилизирована карбонитридами (Ta, Cr)X со средним размером 11 нм. Микротвердость по Виккерсу снизилась на 16% после 3000 ч длительного отжига по сравнению с исходным состоянием. Снижение микротвердости сопровождалось такими изменениями в структуре стали при отжиге, как снижение плотности дислокаций, снижение содержания вольфрама и меди в твердом растворе, укрупнение карбонитридов (Ta, Cr)X и мартенситных реек. В целом, стабильность структуры исследуемой стали при длительном отжиге достаточно высокая по сравнению с другими высокохромистыми сталями мартенситного класса.

Ключевые слова: жаропрочная сталь мартенситного класса, термическая обработка, длительный отжиг, микроструктура, частицы вторичных фаз, разупрочнение

DOI: 10.31857/S0015323022600769

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время развитие угольных тепловых энергетических установок направлено на повышение коэффициента полезного действия за счет перехода на суперсверхкритические параметры пара [1–3]. Высокохромистые стали мартенситного класса являются перспективными материалами для изготовления элементов труб, котлов, лопаток и роторов новых энергоблоков [3]. Структура таких сталей представляет собой реечный мартенсит отпуска, стабилизированный различными типами частиц вторичных фаз [4]. Наиболее эффективное упрочнение демонстрируют MX карбонитриды (где M – это ванадий, ниобий, тантал или их сочетание, а X – углерод, азот или их комбинация), имеющие размеры от 5 до 50 нм, которые выделяются равномерно по объему матрицы при нормализации (обычно это карбиды ниобия и/или тантала) и отпуска (нитриды ванадия, ниобия и/или тантала) [4–6] и служат в качестве препятствий для движения свободных дислокаций и их перестройки в низкоэнергетические конфигурации [5, 6]. Однако эти частицы явля-

ются неравновесными и в процессе эксплуатации при температуре 600–650°C трансформируются в крупные частицы Z-фазы [6]. Новый модельный химический состав 9%-ной Cr стали с низким содержанием углерода и высоким содержанием азота и тантала был разработан с целью выделения мелких частиц Z-фазы в исходном состоянии при специально подобранной термомеханической обработке [7, 8]. Однако при стандартной термической обработке происходит выделение неравновесной дисперсии MX-карбонитридов [7]. При этом кратковременные свойства на растяжение после стандартной термической обработки, приводящей к образованию MX карбонитридов, и специально подобранной термомеханической обработки, обеспечивающей выделение частиц Z-фазы, были схожими, что связывалось с тем, что размеры и объемные доли MX-карбонитридов и частиц Z-фазы были близки [7]. Целью настоящего исследования была проверка термической стабильности структуры новой модельной стали, упрочненной неравновесными наночастицами MX, выделяющимися в процессе стандартной термической обработки, а также установле-

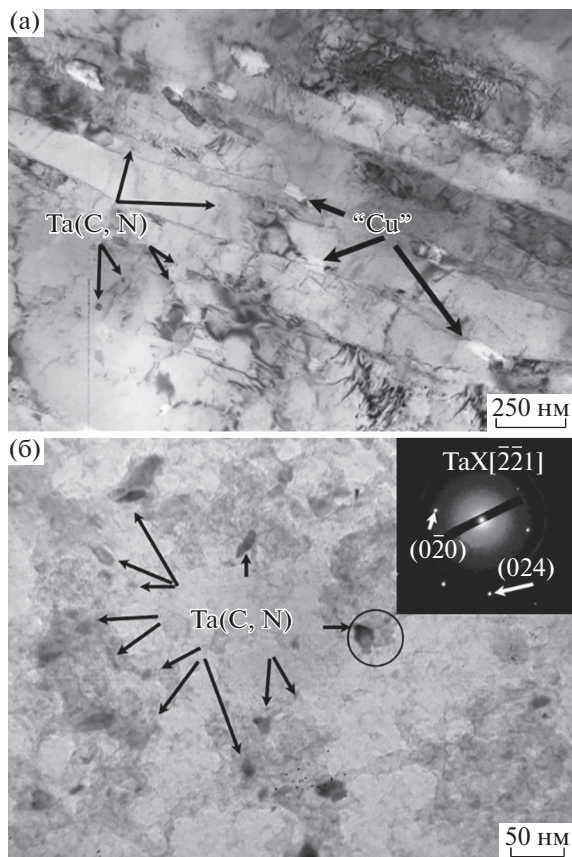


Рис. 1. Изображения микроструктуры исследуемой стали после закалки с 1200°C с отпуском при 750°C , полученные с помощью ПЭМ-фольг (а) и углеродных реплик (б).

ние связи между структурными изменениями и твердостью материала. Последующий цикл работ будет направлен на проверку стабильности структуры, упрочненной равновесными наночастицами Z-фазы.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

Низкоуглеродистая 9%-ная Сг сталь с химическим составом (в вес. %): 0.02%С–8.2%Cr–1.84%W–2.83%Co–2.16%Cu–0.34%Ta–0.21%Si–0.14%Mn–0.08%Ni–0.016%N–0.009%Al была выплавлена в вакуумной индукционной печи. Термическая обработка стали заключалась в закалке с 1200°C с выдержкой в течение 16 ч, охлаждение на воздухе, с последующим отпуском при 750°C в течение 3 ч, охлаждение на воздухе. Такое состояние являлось исходным. Длительный отжиг проводили с использованием печи электросопротивления при температуре 650°C в течение 100, 500, 1000 и 3000 ч. Микротвердость по Виккерсу была измерена с использованием автоматическо-

го микротвердомера AFFRI DM-8 с нагрузкой 0.3 кг. Структурные исследования были проведены с использованием просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ) JEM-2100 фирмы Jeol с приставкой для энергодисперсионной спектроскопии (INCA) и сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) Quanta 600 с EDX приставкой. Фольги для ПЭМ и СЭМ исследований были механически утонены до 0.15 мкм и затем электролитически отполированы в электролите составом 10%-ной хлорной кислоты в уксусной кислоте. Углеродные реплики для ПЭМ-исследования были изготовлены путем электролитического травливания углеродной пленки с поверхности подготовленного образца в электролите составом 10%-ной соляной кислоты в этиловом спирте при напряжении 15 В в течение 2 с. Размер мартенситных реек был оценен методом случайных секущих, используя как минимум 6 ПЭМ-изображений. Плотность дислокаций была рассчитана как количество точек выхода дислокаций на верхнюю и нижнюю поверхности фольги, при анализе было использовано как минимум 6 ПЭМ-изображений. Идентификацию частиц вторичных фаз с углеродных реплик осуществляли путем совмещения локального химического состава и микродифракции электронов. Для каждого состояния было проанализировано не менее 300 частиц. Фазовый состав и объемные доли частиц вторичных фаз были получены методом компьютерного моделирования с использованием программного обеспечения Thermo-Calc. Кинетика роста частиц вторичных фаз с экстраполяцией данных до 100000 ч была оценена методом компьютерного моделирования с использованием программного обеспечения Thermo-Calc и Prisma.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Структура стали после термической обработки

Изображения структуры после термической обработки, полученные с использованием ПЭМ, представлены на рис. 1. Термическая обработка приводит к формированию структуры мартенсита отпуска со средним поперечным размером мартенситных реек около 300 ± 30 нм и высокой плотностью дислокаций $4.6 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$. В структуре были обнаружены такие частицы вторичных фаз, как карбонитриды MX, равномерно распределенные по объему матрицы, а также крупные фазы Лавеса (Fe_2W) и “Cu”-обогащенные частицы, расположенные по границам исходных аустенитных зерен и мартенситных реек. Средний размер “Cu”-обогащенных частиц составил 55 ± 5 нм, однако их доля была незначительной. Карбонит-

Таблица 1. Данные по влиянию времени отжига на твердость по Виккерсу $HV_{0.3}$ исследуемой стали в сравнении с другими сталями [9]

Время отжига, час	Иssl. сталь	0.1% C–0.03% N–10% Cr	0.001% C–0.042% N–9.5% Cr
0	256 ± 5	239	214
100	256 ± 10	235	197
500	247 ± 5	230	191
1000	227 ± 5	222	183
3000	217 ± 5	216	136

риды MX были обогащены танталом и имели химический состав 86.0% Ta–13.8% Cr–0.2% Fe.

Средний размер таких частиц составил 11 ± 2 нм. Также встречались карбонитриды MX, дополнительно обогащенные танталом и титаном, со следующим химическим составом: 78.4% Ta–11% Cr–10% Ti–0.6% Fe. Средний размер таких частиц составлял 49 ± 5 нм. Вероятно, частицы (Ta, Cr, Ti)X остались нерастворенными в процессе закалки, в то время как мелкие (Ta, Cr)X были выделены в процессе последующего отпуска. Объемная доля всех карбонитридов TaX составила 0.19%, при этом доля крупных (Ta, Cr, Ti)X частиц не превышала 10% от всех TaX. Ферритная матрица была обогащена хромом в количестве 8.2 ± 0.1 вес. %, вольфрамом в количестве 1.8 ± 0.1 вес. % и медью в количестве 2.0 ± 0.1 %. Такая структура обеспечивает достаточно высокую величину микротвердости по Виккерсу, равную $256 \pm 5 HV_{0.3}$.

Изменение твердости при длительном отжиге при 650°С

В табл. 1 представлены данные по влиянию времени длительного отжига на твердость по Виккерсу. В дополнение к исследуемой стали приведены данные для двух других высокохромистых сталей следующих химических составов (в вес. %): 0.1% C–0.03% N–10% Cr–1.4% Mn–1.4% Co–1.4% W–0.34% (V + Nb + Ta) и 0.001% C–0.042% N–9.5% Cr–1.2% Mn–1.5% Co–1.4% W–0.34% (V + Nb + Ta) [9]. Характер снижения твердости 0.1C–0.03N–10Cr стали очень близок к исследуемой стали, хотя в стали с содержанием углерода 0.1% дополнительно выделяется такая стабильная упрочняющая фаза, как зернограничный карбид $M_{23}C_6$ [9, 10]. Напротив, 0.001C–0.04N–9.5Cr сталь, состав которой близок к составу исследуемой стали, демонстрирует существенное снижение микротвердости в процессе длительного отжига (табл. 1). Разница в микротвердости исследуемой стали и 0.001C–0.04N–9.5Cr стали составила 33% после длительного отжига в течение

3000 ч (табл. 1). В работе [9] такое разупрочнение 0.001C–0.04N–9.5Cr стали было объяснено сильным укрупнением карбонитридов MX при отжиге. Таким образом, стабильность карбонитридов (Ta, Cr)X является ключевым моментом стабильности структуры при отжиге.

Эволюция структуры стали после длительного отжига

На рис. 2 и 3 приведены изображения микроструктуры и частиц вторичных фаз после длительного отжига с различными временами выдержки. Реечная структура мартенсита отпуска сохраняется даже после 3000 ч длительного отжига (рис. 2г), при этом ширина мартенситных реек остается постоянной (около 300 ± 30 нм) вплоть до 1000 ч отжига и увеличивается до 370 ± 30 нм после 3000 ч отжига. Плотность дислокаций непрерывно снижается с увеличением времени отжига. Существенное снижение плотности дислокаций в два раза было обнаружено после 500 ч по сравнению с состоянием после исходной термической обработки. После 3000 ч значение плотности дислокаций составило $(1.4 \pm 0.5) \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$. Были обнаружены изменения в химическом составе ферритной матрицы и фазовом составе исследуемой стали в процессе длительного отжига. Во-первых, снижение содержания вольфрама в твердом растворе до 1.0 ± 0.1 вес. % после 1000 ч сопровождалось выделением большого количества частиц фазы Лавеса преимущественно по границам исходных аустенитных зерен, пакетов и блоков (рис. 2а, 2в) с их последующим значительным ростом. Также частицы фазы Лавеса были обнаружены на границах мартенситных реек (рис. 2б, 2г). Средний размер таких частиц превышал 100 нм даже после 500 ч отжига, что свидетельствует о том, что частицы этой фазы не вносят вклада в упрочнение реечной структуры. Во-вторых, снижение содержания меди в твердом растворе шло совместно с образованием “Cu”-обогащенных частиц по границам мартенситных

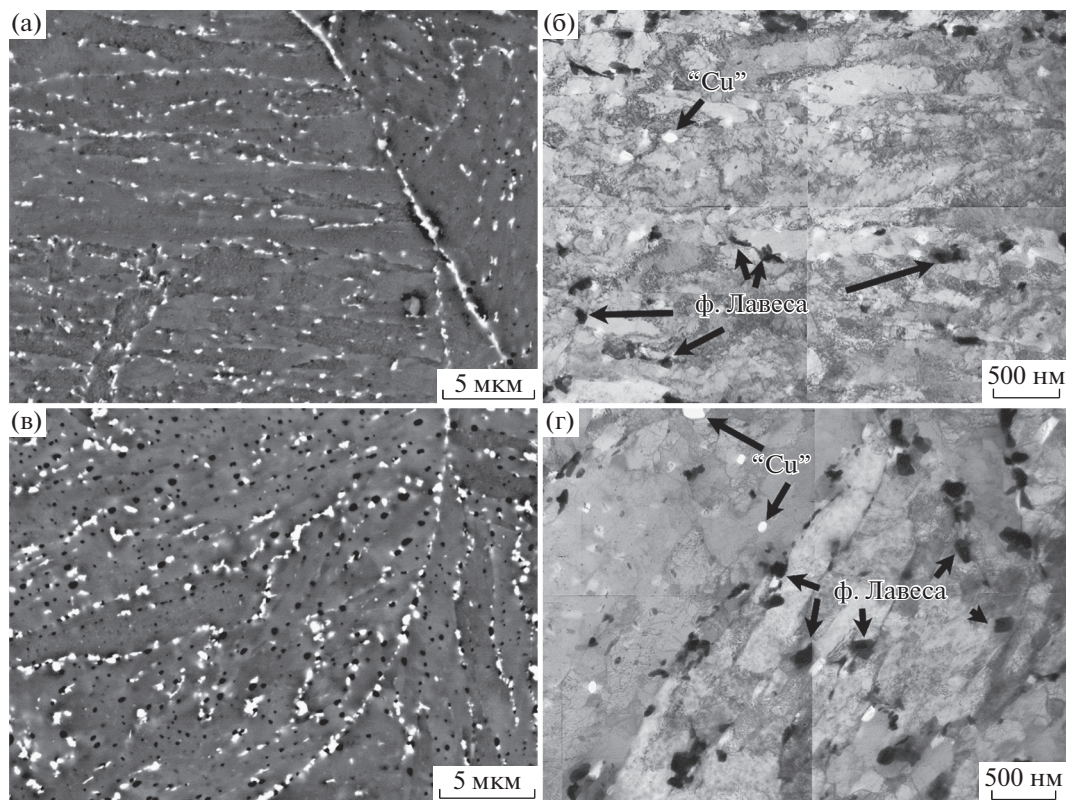


Рис. 2. СЭМ (а, в) и ПЭМ (б, г) изображения микроstructures исследуемой стали после длительного отжига при 650°C в течение 500 (а, б) и 3000 ч (в, г).

реек (рис. 2б, 2г). Средний размер “Cu”-обогащенных частиц увеличивался от 55 ± 6 нм после 100 ч отжига до 149 ± 10 нм после 3000 ч отжига. Объемная доля этих частиц составляла 2% при 650°C уже после 500 ч. В-третьих, резкое укрупнение карбонитридов (Ta,Cr)X с 13 ± 2 нм после 1000 ч до 16 ± 2 нм после 3000 ч отжига (рис. 3б–3е). Объемная доля этих частиц сохраняется около 0.19%. При этом укрупнение (Ta,Cr)X частиц сопровождалось увеличением содержания хрома и железа до 24 вес. % и снижением содержанием тантала до 76 вес. % в химическом составе этой фазы (рис. 3в). Отметим, что трансформации неравновесного карбонитрида (Ta,Cr)X в стабильные равновесные частицы Z-фазы (CrTaN) при длительном отжиге обнаружено не было, что также было выявлено для 9% Cr стали с 0.1% C [5].

Микроструктурные аспекты разупрочнения стали при длительном отжиге

При длительном отжиге в стали развиваются процессы статического возврата, который выражается в аннигиляции дислокаций, укрупнении частиц и укрупнении мартенситных реек, что приводит к разупрочнению материала. Разупроч-

нение исследуемой стали можно выразить через следующий параметр [9]:

$$\mu = 1 - HV_{\text{отж}} / HV_0, \quad (1)$$

где μ – параметр разупрочнения, $HV_{\text{отж}}$ – микротвердость после отжига, HV_0 – микротвердость после исходной термической обработки. Зависимость разупрочнения от времени отжига представлена на рис. 4.

Кривую разупрочнения для исследуемой стали можно разбить на 3 участка. Первый участок OA соответствует первым 100 ч отжига, и на нем нет разупрочнения. Это коррелирует с данными, что существенных изменений в структуре стали за этот короткий период отжига не происходит. Второй участок AB, соответствующий времени отжига от 100 до 1000 ч, характеризуется резким разупрочнением почти на 12%. Такое разупрочнение вызвано одновременно двумя факторами: снижением содержания вольфрама в твердом растворе до равновесного значения и снижением плотности дислокаций. Снижение плотности свободных дислокаций в два раза идет за счет аннигиляции дислокаций разных знаков. Этот процесс преобладает в первые 500 ч. Последующий отжиг приводит к снижению плотности дислокаций только

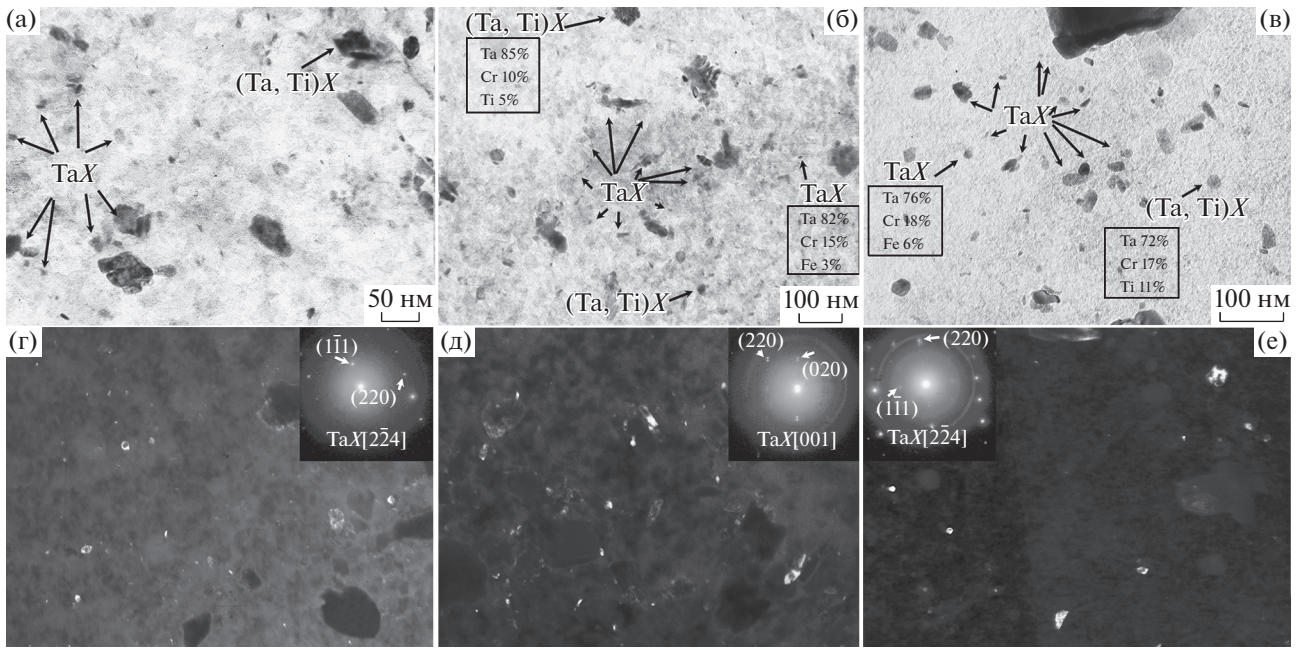


Рис. 3. ПЭМ-изображения частиц вторичных фаз в исследуемой стали после длительного отжига при 650°C в течение 500 (а, г), 1000 (б, д) и 3000 часов (в, е). Темнопольные изображения (г), (д) и (е) получены в рефлексах (220)[224], (220)[001] и (220)[224] карбонитрида TaX соответственно.

в 1.3 раза. Уход вольфрама из твердого раствора наиболее интенсивно протекает в интервале от 500 до 1000 ч отжига, что облегчает движение дислокаций, их аннигиляцию и перестройку в низкоэнергетические дислокационные структуры: ячейки, сетки, дислокационные границы, малоугловые границы. Отсутствие видимого роста мартенситных реек на этом участке частично обусловлено условным балансом между ростом “существующих” реек за счет миграции тройных стыков и образованием “новых” границ из-за перестройки дислокаций в малоугловые границы. Третий участок ВС, соответствующий времени отжига от 1000 до 3000 ч, характеризуется плавным снижением степени разупрочнения. Разупрочнение на этом участке вызвано укрупнением частиц (Ta,Cr)X и укрупнением мартенситных реек. Отметим, что “новых” границ при этом не образуется, плотность свободных дислокаций не меняется.

Связь между размером частиц и размером мартенситных реек может быть выражена через баланс между движущими и тормозящими силами рекристаллизации и описана как [11]:

$$d_{\text{реек}} = 2d_{\text{частиц}} / 3\alpha Fv, \quad (2)$$

где $d_{\text{реек}}$ – это равновесный размер реек, $d_{\text{частиц}}$ – средний размер карбонитридов (Ta,Cr)X, Fv – объемная доля карбонитридов (Ta,Cr)X при 650°C (0.185%), α – коэффициент пропорцио-

нальности, равный 13 [11]. Таким образом, размер реек при отжиге определяется размером частиц и их объемной долей. С целью спрогнозировать размер реек через 100000 ч отжига, была смоделирована кинетика роста частиц с использованием программного обеспечения Thermo-Calc и Prisma. Результаты представлены на рис. 5.

Моделирование роста частиц (Ta,Cr)X с использованием экспериментальных данных показало, что размер частиц через 100000 ч отжига при

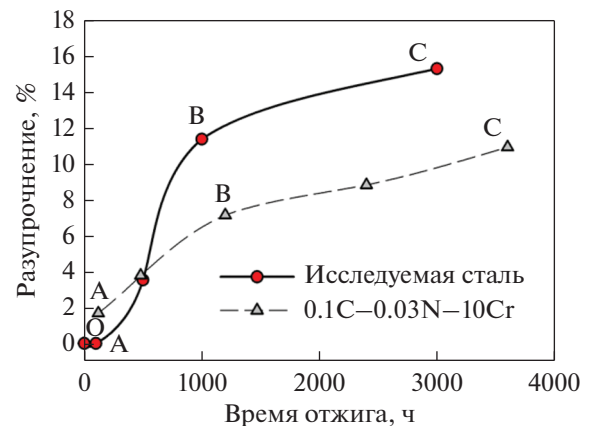


Рис. 4. Зависимость разупрочнения (в %) от времени отжига. Для сравнения приведены данные для 0.1C–0.03N–10Cr стали [9].

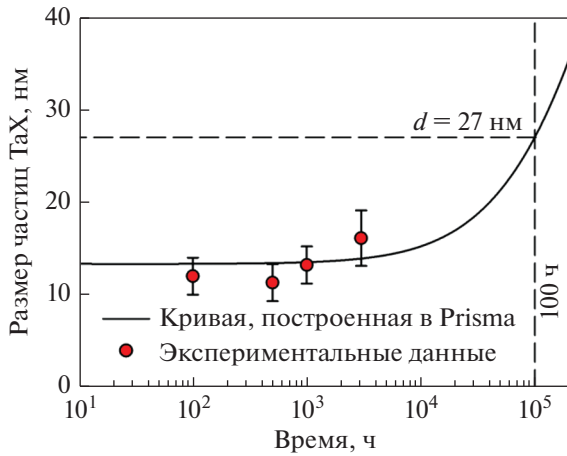


Рис. 5. Моделирование роста частиц $(Ta,Cr)X$ на основе экспериментальных данных.

температуре $650^{\circ}C$ с сохранением объемной доли 0.185% составит 27 нм. Анализ баланса движущих и тормозящих сил рекристаллизации, представленный в табл. 2, выявил хорошее соответствие между размерами реек, рассчитанными по формуле (2), и экспериментальными значениями. Максимальная разница в значениях составила около 20% (табл. 2). Это свидетельствует о том, что именно частицы $(Ta,Cr)X$ определяют укрупнение мартенситных реек в процессе длительного отжига. Так, через 100000 ч размер мартенситных реек составит 750 нм при среднем размере частиц $(Ta,Cr)X = 27$ нм. Отметим, что согласно рис. 4 такое укрупнение частиц и мартенситных реек не вызовет существенного разупрочнения материала.

Для сравнения на рис. 4 представлены данные для разупрочнения 0.1C–0.03N–10Cr стали [9].

Характер разупрочнения 0.1C–0.03N–10Cr стали схож с исследуемой сталью. Также присутствуют 3 стадии разупрочнения, причины которых, предположительно, совпадают с вышеописанными для исследуемой стали, хотя они не были указаны в [9]. Меньшая степень разупрочнения на участке АВ вызвана меньшим содержанием вольфрама в 0.1C–0.03N–10Cr стали (1.4 вес. %) и, соответственно, меньшей разницей между избыточным содержанием вольфрама и его равновесным значением. Наклон участка ВС для 0.1C–0.03N–10Cr стали и исследуемой стали одинаковый, что свидетельствует о том, что рост мартенситных реек в обеих сталях идет с одинаковой скоростью.

Таким образом, процессы разупрочнения в высокохромистых сталях при отжиге универсальные (при условии отсутствия рекристаллизационных процессов) вне зависимости от легирования стали.

Сравнение стабильности структуры исследуемой стали при длительном отжиге с другими сталями

Стабильность размера мартенситных реек свидетельствует о стабильности структуры высокохромистых сталей в процессе длительного отжига или ползучести. Чтобы оценить стабильность структуры исследуемой стали при длительном отжиге, был проведен сравнительный анализ изменения размеров мартенситных реек в исследуемой стали и в других сталях мартенситного класса, представленный на рис. 6. Сравнимые стали содержали 9–10% Cr–(0–3)% Co–(1–3)% W–(0–1)% Mo–(0–0.2)% V–(0–0.05)% Nb–(0–0.1)% Ta, но значительно отличались по содержанию углерода, азота и бора [9, 10, 12–19]. Из рис. 6 видно, что разброс значений размеров реек при длительном отжиге при температуре $650^{\circ}C$ в течение 30000 ч лежит в

Таблица 2. Экспериментальные данные по размерам частиц $(Ta,Cr)X$ и мартенситных реек в сравнении с равновесным размером реек, рассчитанным по формуле (2)

Условия отжига, ч	Размер $(Ta,Cr)X$, нм	Экспериментальный размер реек, нм	Расчетный размер реек, нм
0	11 ± 2	290 ± 30	290
100	12 ± 2	300 ± 30	330
500	11 ± 2	300 ± 30	320
1000	13 ± 2	300 ± 30	370
3000	16 ± 2	370 ± 30	450
100000	27	—	750

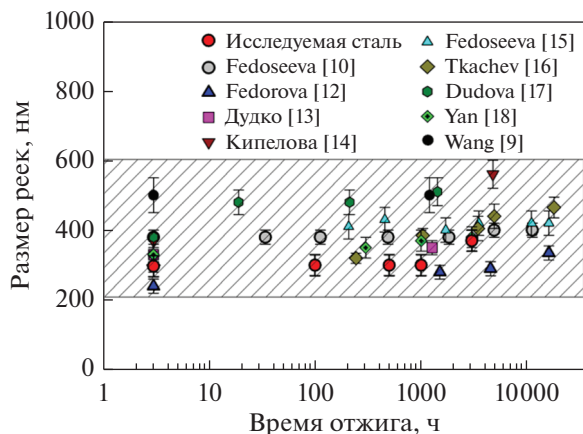


Рис. 6. Изменение размеров мартенситных реек при длительном отжиге в исследуемой стали в сравнении с другими высокохромистыми сталями [9, 10, 12–18].

интервале от 200 до 600 нм. Значения размеров реек для исследуемой стали соответствуют указанному интервалу, и даже относятся к его нижней половине. Отметим, что для многих сталей даже со стабильными вторичными фазами наступает рост мартенситных реек после 1000 ч отжига, но ширина реек не превышает 600 нм. Таким образом, стабильность структуры исследуемой низкоуглеродистой 9% Cr стали, упрочненной неравновесными частицами, в процессе длительного отжига достаточно высокая и соответствует уровню стабильности других высокохромистых сталей.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Влияние длительного отжига при температуре 650°C в течение 100, 500, 1000 и 3000 ч на стабильность структуры низкоуглеродистой 9%-ной Cr–3%Co стали было выявлено. Структура стали после исходной термической обработки представляет собой мартенсит отпуска со средним размером около 300 нм и высокой плотностью дислокаций, стабилизированной частицами (Ta,Cr)X со средним размером 11 нм. Микротвердость такой структуры составляет 256 HV_{0.3}.

В процессе длительного отжига возникает разупрочнение материала, выраженное через отношение микротвердости после отжига к начальному значению. В процессе длительного отжига основными структурными изменениями, приводящими к разупрочнению, являются аннигиляция дислокаций и снижение содержания вольфрама в твердом растворе в первые 1000 ч отжига, а также укрупнение частиц (Ta,Cr)X совместно с укрупнением мартенситных реек в интервале времени отжига от 1000 до 3000 ч. Стабильность структуры низкоуглеродистой 9% Cr стали при отжиге

достаточно высокая и соответствует уровню стабильности других высокохромистых сталей.

Работа выполнена в рамках гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых-кандидатов наук (номер гранта № МК-1995.2021.4). Авторы выражают 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.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Кайбышев Р., Скоробогатых В., Щенкова И. Новые стали мартенситного класса для тепловой энергетики // ФММ. 2010. Т. 109. С. 200–215.
2. Скоробогатых В., Щенкова И. Разработка и освоение материалов для тепловых блоков на суперсверхкритических параметрах // Энергонадзор и энергобезопасность. 2008. Т. 1. С. 56–59.
3. Abe F., Kern T.U., Viswanathan R. Creep-resistant steels. Woodhead: Publishing, Cambridge, 2008. 800 p.
4. Федосеева А., Никитин И., Кайбышев Р. Влияние температуры закалки на сопротивление ползучести 9% Cr–1% W–1% Mo–VNb мартенситной стали // ФММ. 2022. Т. 123. № 1. С. 101–108.
5. Danielsen H.K. Review of Z phase precipitation in 9–12 wt % Cr steels // Mat Sci Tech. 2016. V. 32. P. 126–137.
6. Федосеева А., Никитин И., Дудова Н., Кайбышев Р. Влияние условий ползучести и длительного отжига на образование частиц Z-фазы // ФММ. 2020. Т. 121. С. 621–627.
7. Fedoseeva A., Dolzhenko A., Fedoseev A. Effect of Thermo-Mechanical Treatment on Short-term Mechanical Properties of Low-Carbon 9% Cr Martensitic Steel // AIP Conference Proceedings. 2022. V. 2509. P. 020072.
8. Fedoseeva A., Fedoseev A. Modeling of Thermo-Mechanical Treatment for Formation of Stable Particles in a Low-Carbon 9% Cr Martensitic Steel // AIP Conference Proceedings. 2022. V. 2509. P. 020071.
9. Wang H., Yan W., Zwaag S., Shi Q., Wang W., Yang K., Shan Y. On the 650°C thermostability of 9–12Cr heat resistant steels containing different precipitates // Acta Mat. 2017. V. 134. P. 143–154.
10. Fedoseeva A., Dudova N., Kaibyshev R. Creep strength breakdown and microstructure evolution in a 3% Co modified P92 steel // Mat. Sci. Eng. A. 2016. V. 654. P. 1–12.
11. Humphreys F.J., Hatherly M. Recrystallization and related annealing phenomena, second edition. Elsevier, Oxford, 2004. 605 p.
12. Fedorova I., Yanushkevich Zh., Belyakov A., Kaibyshev R. Microstructure and Deformation Behavior of a Hot Forged 9% Cr Creep Resistant Steel // Adv. Mat. Res. 2012. V. 409. P. 672–677.

13. Дудко В., Беляков А., Скоробогатых В., Щенкова И., Кайбышев Р. Структурные изменения в жаропрочной стали 10Х9В2МФБР в процессе ползучести при 650С // МиТОМ. 2010. № 3. С. 26–32.
14. Кипелова А., Беляков А., Скоробогатых В., Щенкова И., Кайбышев Р. Структурные изменения в стали 10Х9К3В1М1ФБР при ползучести // МиТОМ. 2010. № 3. С. 33–41.
15. Fedoseeva A., Dudova N., Kaibyshev R. Creep behavior and microstructure of a 9Cr–3Co–3W martensitic steel // J. Mater. Sci. 2017. V. 52. P. 2974–2988.
16. 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. P. 138821.
17. 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. P. 138353.
18. Yan P., Liu Zh., Bao H., Weng Y., Liu W. Effect of microstructural evolution on high-temperature strength of 9Cr–3W–3Co martensitic heat resistant steel under different aging conditions // Mater. Sci. Eng. A. 2013. V. 588. P. 22–28.
19. Николаева Н.С., Леонтьева-Смирнова М.В., Можанов Е.М. Влияние термического старения длительностью до 22 000 ч на структурно-фазовое состояние ферритно-мартенситных сталей ЭК181 и ЧС139 // ФММ. 2022. Т. 123. С. 522–532.