

Микроструктура и механические свойства малоактивируемой ферритно-мартенситной стали ЭК-181 (RUSFER-EK-181)

М.В.Леонтьева-Смирнова, А.Н.Агафонов, Г.Н.Ермолаев, А.Г.Иолтуховский, Е.М.Можанов, Л.И.Ревизников, В.В.Цвелев, В.М.Чернов, Т.М.Буланова, В.Н.Голованов, З.О.Островский, В.К.Шамардин, А.И.Блохин, М.Б.Иванов, Э.В.Козлов, Ю.Р.Колобов, Б.К.Кардашев

Исследованы структурно-фазовое состояние и механические свойства дисперсионно-твердеющей жаропрочной ферритно-мартенситной стали ЭК-181/RUSFER-EK-181 (система Fe-12Cr-W-V-Ta-B-C) после различных режимов термической обработки в исходном состоянии и после нейтронного облучения (быстрый реактор БОР-60, температура облучения 320 – 340 °С, доза 6 – 8 смещений на атом (сна)). Определены температурные зависимости исходных свойств стали, а также изменения предела текучести и прочности, относительного удлинения и ударной вязкости после реакторного облучения. Исследования проводились на образцах стали после традиционной (закалка + отпуск) и комбинированной (с дополнительными циклическими нагревами) термообработок. Положительное влияние комбинированной обработки на склонность к низкотемпературному радиационному охрупчиванию связано с повышением значений ударной вязкости и относительного удлинения, торможением сдвига температуры хрупко-вязкого перехода в сторону положительных температур после облучения. Получены температурные зависимости ударной вязкости (разрушающий метод испытаний) и внутреннего трения (акустический неразрушающий метод испытаний), и отмечена корреляционная связь между этими температурными зависимостями в области температуры вязко-хрупкого перехода, определенной ударными испытаниями. Установлена хорошая свариваемость стали ЭК-181 с формированием качественных герметичных швов для плоских и трубчатых образцов.

Введение

Ферритно-мартенситные 12%-ные хромистые стали с быстрым спадом активности (малоактивируемые) являются перспективными конструкционными материалами для активных зон и внутрикорпусных устройств энергетических быстрых реакторов деления и реакторов термоядерного синтеза (ДЕМО) [1 – 6]. В России (ФГУП-ВНИИИМ) разработана [7] и совершенствуется жаропрочная малоактивируемая сталь ЭК-181 (RUSFER-EK-181) системы Fe-12Cr-W-V-Ta-B-C-N [8 – 10]. Создание стали ЭК-181 опирается на опыт разработки и эксплуатации (быстрые реакторы БОР-60, БН-350, БН-600) ферритно-мартенситных 12%-ных хромистых сталей системы Fe-12Cr-Mo-V-B (ЭП-450) и системы

Fe-12Cr-Mo-Nb-W-V-B (ЭП-823, ЭП-900) [11 – 12]. Сталь ЭК-181 освоена металлургической и трубной промышленностью России, получены плавки весом 500 – 1000 кг и изделия из них (лист, трубная заготовка, прутки).

Выбранные для стали ЭК-181 система легирования (при предельно низких, технологически достижимых, концентрациях примесных элементов, особенно высокоактивируемых) и режимы термо-механических обработок делают эту сталь малоактивируемым дисперсионно-твердеющим конструкционным материалом с хорошими технологическими и механическими свойствами в широком диапазоне температур (300 – 700 °С), превышающими соответствующие свойства традиционных (активируемых) 12%-ных хромистых сталей [12 – 13].

Повышение уровня жаропрочности стали ЭК-181 (при выбранной системе легирования) получено реализацией в ней дополнительных структурно-фазовых превращений и механизмов дисперсионного твердения [14, 16].

Низкотемпературное охрупчивание стали (исходное и радиационное) и значение температуры хрупко-вязкого перехода стали ЭК-181 также определяется ее структурно-фазовым состоянием, сформированным в материале термомеханическими и радиационными воздействиями [7 – 10]. Оптимизация легирования, технологий выплавки, режимов термообработки слитков и изделий изменяет структурно-фазовое состояние системы стали ЭК-181 и позволяет уменьшить ее склонность к низкотемпературному радиационному охрупчиванию (НТРО).

В настоящей работе проведены исследования структурно-фазового состояния и физико-механических характеристик стали ЭК-181 в исходном состоянии и после реакторного облучения (быстрый реактор БОР-60, температура облучения 320 – 340 °С, доза 6 – 8 сна).

Термообработка (ТО) исследованных образцов проведена по схемам:

традиционная (ТТО): закалка 1070 – 1100 °С, вода/воздух + отпуск, 720 °С, 3 часа.

комбинированная (КТО): закалка 1070 – 1100 °С, вода/воздух + термоциклирование около критической точки A_{c1} (2 – 4 цикла) + отпуск, 720 °С, 1 час [14].

Полученные различия в композиционных составах (табл.1), микроструктуре и свойствах образцов стали из разных промышленных плавов стали ЭК-181 незначительны, поэтому на приводимых далее результатах не конкретизируются номера плавов стали.

Существенного изменения уровня кратковременных механических характеристик с повышением температуры закалки от 1070 до 1100 °С также не наблюдается. Максимальный уровень длительной прочности (жаропрочности) обеспечивается термической обработкой по схеме ТТО с нагревом под закалку 1100 °С [8, 10].

Композиционный состав, исходное структурное состояние

Композиционный состав стали ЭК-181 представлен в табл. 1, где приведены рекомендованный [7], оптимальный (технологическая цель, Fe-opt) и промышленно полученные (плавки 191 и 536) концентрации легирующих и примесных элементов.

Содержание легирующих и примесных элементов обеспечивает [15] (рис.1) спад наведенной

Таблица 1

Химические композиции (вес.%) стали ЭК-181

Элемент	Fe-12Cr-2W-V-Ta-B-C (ЭК-181, ВНИИМ)		
	Рекомендация [7]	Цель (Fe-opt, рис. 1)	Промышленные плавки 191(Fe1, рис.1)/536
B	0,001 – 0,008	0,003	0,003/0,004
C	0,010 – 0,210	0,160	0,130/0,140
N	0,020 – 0,150	0,070	0,020/0,044
O	0,005 (макс.)	0,005(макс.)	0,001/0,001
Al			0,010/0,010
Si	0,100 – 0,800	0,400	0,370/0,370
P	0,008 (макс.)	0,008 (макс.)	0,007/0,007
S	0,008 (макс.)	0,008 (макс.)	0,006/0,007
Ti	0,030 – 0,300	0,050	0,02/0,04
V	0,050 – 0,400	0,400	0,280/0,290
Cr	10,00 – 13,50	12,00	11,250/11,170
Mn	0,500 – 2,000	0,600	0,670/0,940
Fe	Основа	Основа	Основа
Co	0,010 (макс.)	0,002	0,002/0,003
Ni	0,100 (макс.)	0,030	0,035/0,030
Cu	0,100 (макс.)	0,010	0,010/0,010
Zn			0,001/0,001
As			0,004/0,004
Zr	0,050-0,200	0,050	0,018/0,010
Nb	0,010 (max)	0,005	0,005/0,010
Mo	0,010 (max)	0,010	0,023/0,040
Ag			0,001/0,001
Sb			0,001/0,001
Sn			0,0005/0,0005
Cd			0,00005/0,00005
Ce	0,001-0,100	0,050	0,010/0,010
Ta	0,050-0,200	0,150	0,170/0,180
W	0,800-2,500	1,300	1,170/1,100
Pb			0,0001/0,0001
Bi			0,0001/0,0001

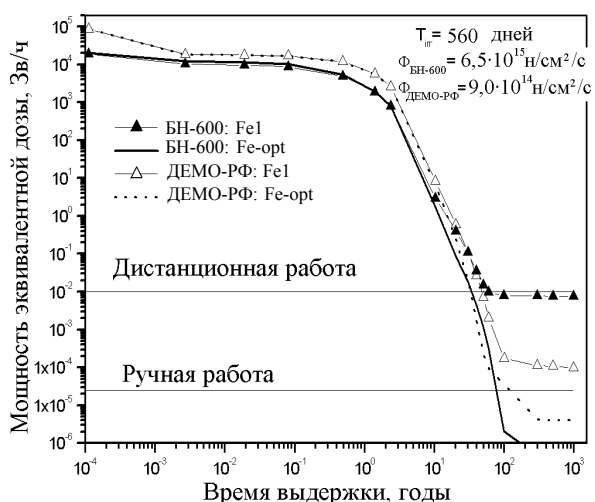


Рис.1 Сталь ЭК-181. Временной спад активности, наведенной в стали с оптимальным составом (Fe-opt, табл. 1) и промышленно полученным составом (191-Fe1) после их “облучения” в реакторах БН-600 и ДЕМО-РФ. Время облучения в обоих случаях 560 эффективных суток.

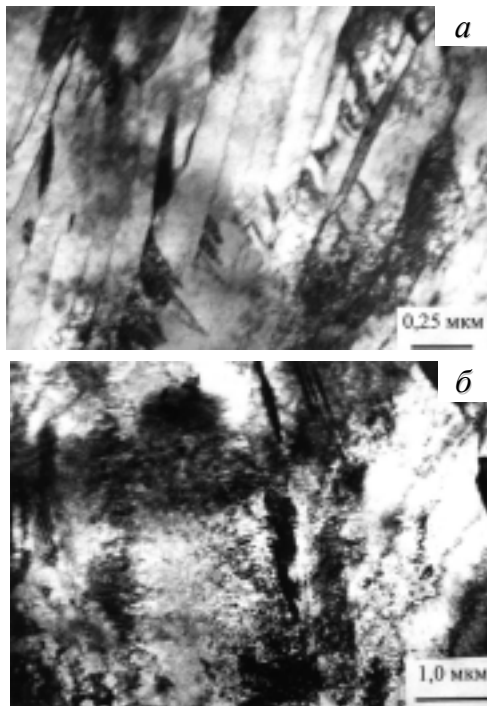


Рис. 2 Сталь ЭК-181. Микроструктура после закалки с 1070 °С, 1 ч: *а* – реечный мартенсит; *б* – пластинчатый мартенсит

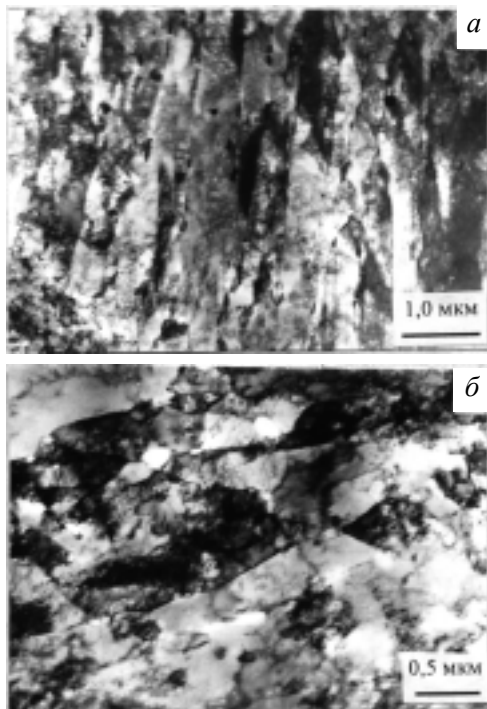


Рис.3 Сталь ЭК-181. Типичная микроструктура после закалки 1070 °С, 1 ч, и отпуска 720 °С, 3 ч (ТТО). Плотность дислокаций $\rho \sim (3-4) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$: *а* – реечный мартенсит; *б* – пластинчатый мартенсит.

активности стали ЭК-181 до уровня разрешенной переработки 10^{-2} Зв/ч за время 50-60 лет (Fe1) и 35-40 лет (Fe-орт) после прекращения облучения в быстром реакторе БН-600 (поток нейтронов $6,5 \cdot 10^{15}$ н/см²/с, $E > 0$), время облучения 560 эффективных суток, доза 93,4 сна) и термоядерном реакторе ДЕМО-РФ (поток нейтронов $9,0 \cdot 10^{14}$ н/см²/с, время облучения 560 эффективных суток, доза 22 сна).

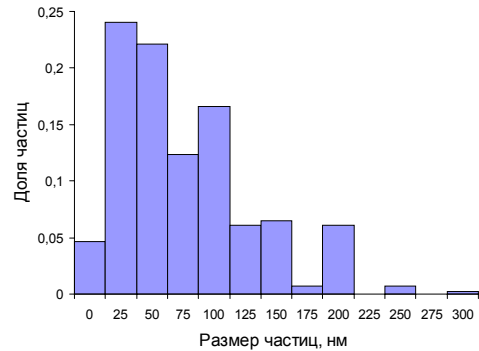


Рис.4 Сталь ЭК-181. Гистограмма распределения частиц вторичных фаз по размерам после закалки 1070 °С, 1 ч, и отпуска 720 °С, 3 ч, (ТТО). ПЭМ, средний размер частиц $75,1 \pm 7,4$ нм.

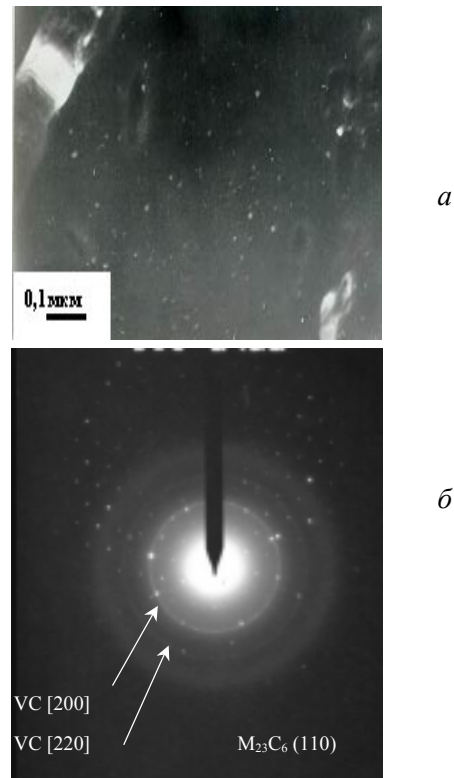


Рис.5 Сталь ЭК-181. Фазы VC и $M_{23}C_6$, обеспечивающие дисперсионное твердение стали после закалки 1070 °С, 1 ч и отпуска 720 °С, 3 ч (ТТО): *а* – темнопольное изображение в рефлексе [200] VC, *б* – микродифракция к (*а*)

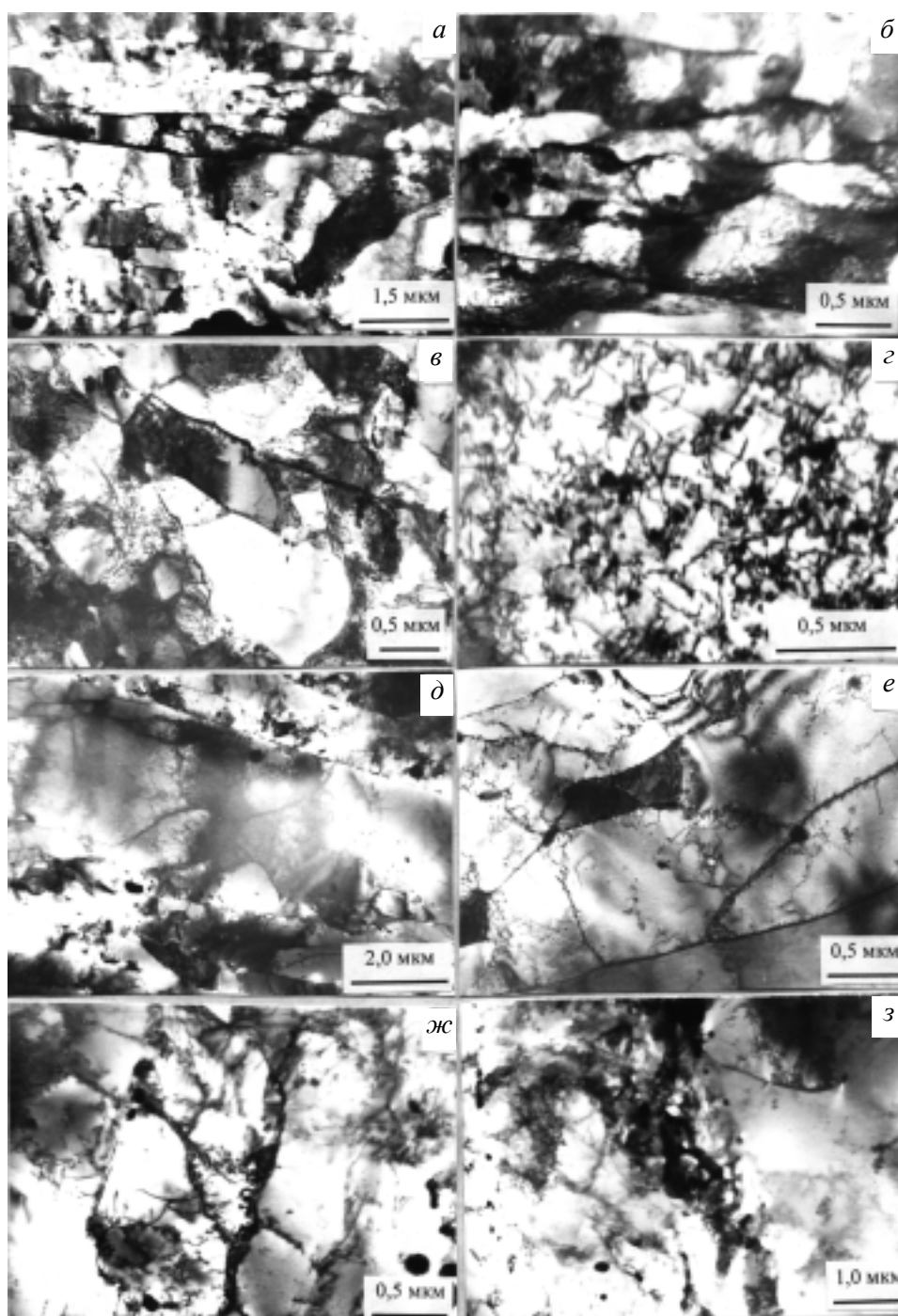


Рис.6 Сталь ЭК-181. Структура стали после закалки 1100 °С 1 ч и отпуска при 720 °С, 3 час (ТТО) и старения при 650 °С, 10 000 ч, нагрузка 100 МПа. *а, б* – α -фаза с морфологической ориентацией мартенсита; *в* – субзеренная структура; *з* – дислокационная субструктура в зернах δ -феррита; *д-з* – область фрагментированной субструктуры с низкой плотностью дислокаций

Базовое легирование элементами Cr, W, V и Ta, при наличии определенной концентрации элементов внедрения B, C и N, после используемых в данной работе режимов термообработок ТТО и КТО, относит сталь ЭК-181 к ферритно-мартенситному

классу с содержанием δ -феррита не более 5% и обеспечивает ей дисперсионное твердение.

Микроструктура стали после закалки с 1070 – 1100 °С (независимо от среды охлаждения: воздух или вода) представляет собой мартенситную

фазу, сформированную в результате полиморфного превращения $\gamma \rightarrow \alpha$, содержащую пластинчатый и реечный (пакетный) мартенсит (рис.2). Типы мартенситной структуры хорошо различимы по субструктуре, отличаются плотностью дислокаций и склонностью к рекристаллизации, наиболее устойчивым является реечный мартенсит. При выбранных режимах закалки (ТТО и КТО) соотношение количества пластинчатого и реечного мартенсита примерно 1:3. Для закаленных структур наблюдается процесс самоотпуска (образование частиц типа Fe_3C [14]). Последующий высокотемпературный отпуск при $720^\circ C$ приводит к формированию структур, типичное изображение которых представлено на рис.3. Отпуск снижает плотность дислокаций в пластинчатом и в реечном мартенсите до уровня $\sim (3-4) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ [14, 16]. В процессе отпуска частицы карбидных фаз, образующихся при самоотпуске мартенсита, растворяются и выделяются другие карбидные фазы, многообразные по составу и размерам: $M_{23}C_6$, M_6C , M_3C , TaC , VC , заметную часть которых составляют карбидные фазы VC (TaC) размером 3 – 5 нм (рис.4 – 5). Карбидные фазы обеспечивают дисперсионное твердение стали и укрепление больше- и мало-угловых границ [13 – 14]. Полученное фазово-структурное состояние обеспечивает термическую стабильность матричной фазы. Как пример, на рис. 6 представлена микроструктура стали ЭК-181 после длительной выдержки при $650^\circ C$ в течение 10^4 часов в условиях двухосного нагружения при напряжении 100 МПа. Видно, что матричный α -твердый раствор сохраняет морфологическую ориентацию мартенсита (рис.6а-б), субзеренная и дислокационная структуры свидетельствуют о начальных стадиях процесса рекристаллизации, которая осуществляется путем рассыпания мало-угловых границ в зернах, фрагментацией субструктуры, формированием и ростом субзерен (рис.6г, д – з). В зернах δ -феррита (рис.6г) наблюдается сохранение сетчатой дислокационной субструктуры с высокой плотностью дислокаций, происходит выравнивание плотности дислокаций в α - и δ -феррите. Отмеченные структурные особенности показывают устойчивость матричной фазы к рекристаллизационным процессам при длительном высокотемпературном старении под нагрузкой.

Механические характеристики

Сталь ЭК-181 имеет высокий уровень кратковременных механических характеристик и модуля упругости в широком диапазоне температур (рис.7). Для экстремальных температур испытания ($-196^\circ C$ и

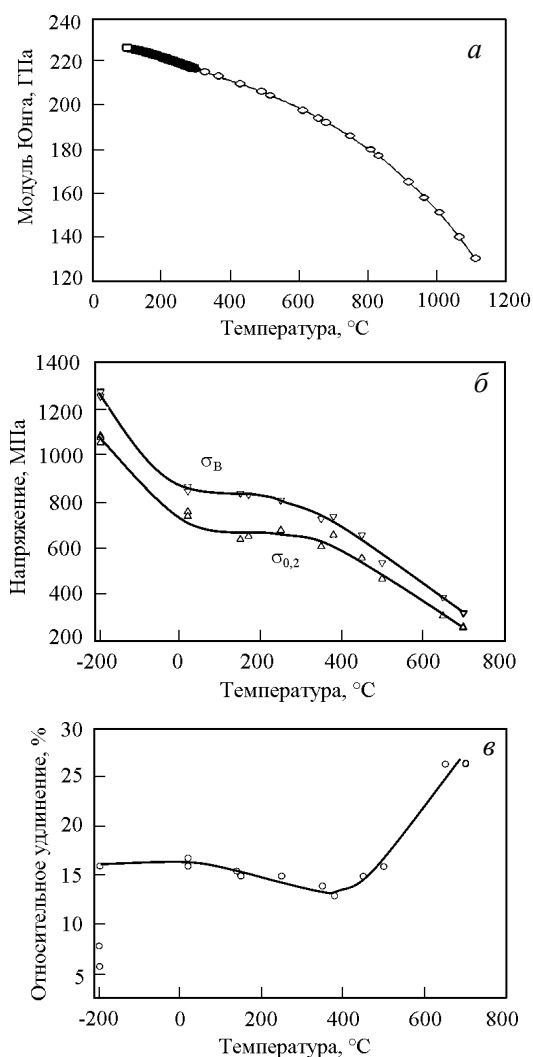


Рис.7 Сталь ЭК-181. Температурные изменения физико-механических свойств стали (ТТО): а – модуль Юнга (E , ГПа), б – пределы текучести ($\sigma_{0,2}$, МПа) и прочности (σ_B , МПа), в – относительное удлинение (%).

$700^\circ C$) характерно высокопрочное состояние стали ЭК-181 при сохранении способности к пластическому течению. При $-196^\circ C$ предел прочности составляет 1280 МПа, относительное удлинение 16%, при температуре $700^\circ C$ предел прочности составляет 320 МПа, относительное удлинение 27% (рис.7).

В температурных зависимостях предела текучести и предела прочности выделяются три характерных участка, типичных для дисперсионно-твердеющих материалов (рис. 7):

— низкотемпературный до $\sim 20^\circ C$, где наблюдается значительное снижение прочностных характеристик стали;

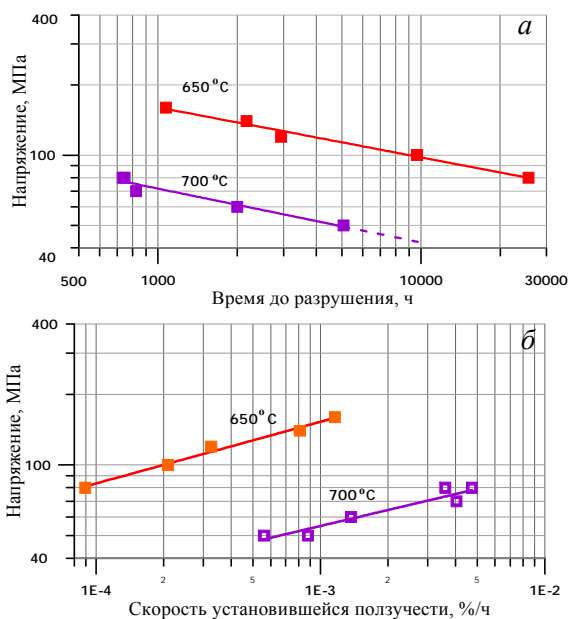


Рис.8 Сталь ЭК-181. Время до разрушения (а) и скорость ползучести (б) при температурах 650 и 700 °С в зависимости от приложенного напряжения (ТТО)

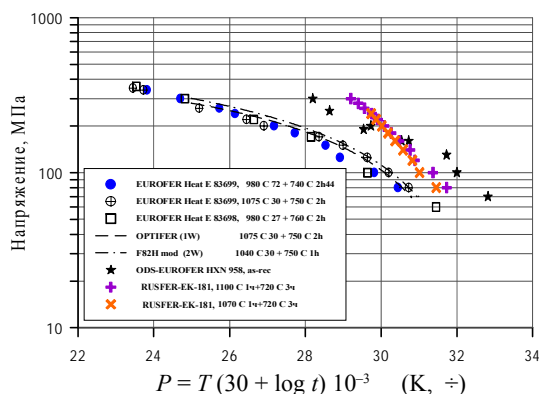


Рис.9 Значения параметра Ларсона-Миллера (P) для образцов стали ЭК-181 (RUSFER-EK-181, ТТО) и сталей EUROFER, ODS-EUROFER, OPTIFER и F82H [17] при температуре 650 °С

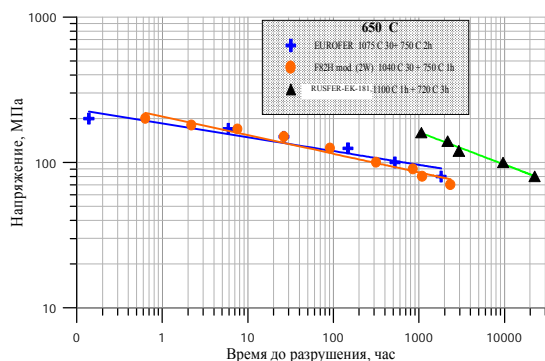


Рис.10 Длительная прочность образцов стали ЭК-181 (RUSFER-EK-181, ТТО) и сталей EUROFER, F82H [17] при температуре 650 °С

— среднетемпературный участок от ~ 20°C до ~400°C, где наблюдается слабая зависимость пределов прочности и текучести от температуры испытания;

— высокотемпературный участок от 400 до 700°C, на котором прочностные характеристики уменьшаются, сохраняя достаточно высокие значения, а относительное удлинение минимально при 400°C и возрастает с повышением температуры испытания.

Сталь ЭК-181 при температурах 650 и 700 °С имеет низкую скорость ползучести на установившейся стадии и большое время до разрушения (рис. 8):

— более 25000 ч при температуре 650°C и напряжении 80 МПа;

— более 5000 ч при температуре 700°C и напряжении 50 МПа.

Для сравнения на рис.9, 10 приведены достигнутые уровни длительной прочности стали ЭК-181/ RUSFER-EK-181 и зарубежных ферритно-мартенситных сталей системы Fe-(8–9)Cr (EUROFER, EUROFER-ODS, OPTIFER, F82H) [17]. Полученные свойства дисперсионно-твердеющей (упрочненной карбидными наночастицами) стали RUSFER-EK-181 превосходят соответствующие свойства 8–9%-ных хромистых сталей и не уступают дисперсно-упрочненной оксидами стали EUROFER-ODS.

Низкотемпературное охрупчивание, температура хрупко-вязкого перехода

Важной характеристикой ферритно-мартенситных сталей является их низкотемпературное охрупчивание (НТО), которое оценивается уровнем ударной вязкости и температурой хрупко-вязкого перехода ($T_{ХВ}$). Определение температуры $T_{ХВ}$ является многофакторной инженерной задачей, когда необходимо выделить свойства материала из системы “испытательное устройство-образец”. НТО и его характеристики определяются обычно разрушающими механическими методами. Представляется интересным и важным найти физические (не разрушающие) методы исследования явления низкотемпературного охрупчивания ферритно-мартенситных сталей и механизмов его реализации. С такой целью в данной работе применен акустический ультразвуковой метод [18] определения температурных зависимостей модуля Юнга (рис.7) и декремента затухания (рис.11) в температурной области охрупчивания, определенной из ударных испытаний.

На рис.11 для стали ЭК-181 представлены температурные зависимости декремента упругих колебаний (гладкий прямоугольный образец 2×3×26 мм)

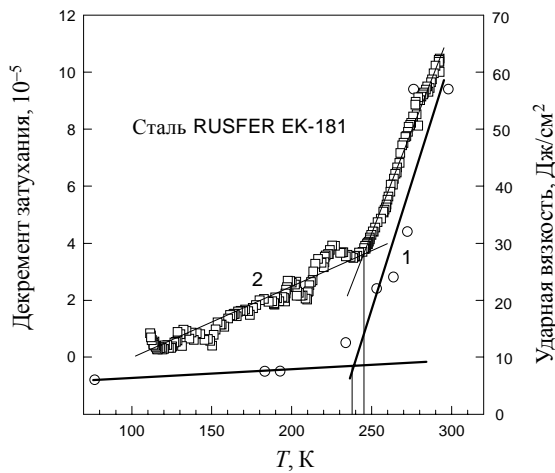


Рис.11 Сталь ЭК-181. Сравнительное поведение температурных зависимостей ударной вязкости (1) и прироста (в результате пластической деформации изгибом) амплитудно-независимого декремента уругих колебаний (2).

и ударной вязкости (прямоугольные образцы 3×4×30 мм с надрезом). Наблюдается хорошая корреляция между этими зависимостями в температурном интервале 200 – 273 К. Дальнейший совместный анализ физической и механической характеристик в интервале их порогаобразного изменения представляется перспективным.

Использование метода внутреннего трения дает полезную дополнительную информацию о температурной эволюции дислокационной системы в образцах, степени закрепленности дислокаций и микропластичности [18].

Низкотемпературное радиационное охрупчивание

Низкотемпературное радиационное охрупчивание (НТРО) стали ЭК-181 исследовалось после низкотемпературного (320 – 330°C) облучения в реакторе БОР-60 дозой до 8 сна. В исследованных условиях облучения раздельное влияние температуры и дозы облучения на кратковременные механические свойства стали ЭК-181 не установлено. Во всех случаях отмечается суммарное воздействие дозо-температурных параметров на исследуемые характеристики. На рис.12, 13 представлены характерные для хромистых сталей зависимости упрочнения, выражающиеся в повышении пределов прочности и текучести, снижении относительного удлинения при температуре испытания 20°C и при температуре испытания, равной температуре облучения. Температура хрупко-вязкого перехода $T_{хв}$ повышается под облучением до 50°C, однако при этом

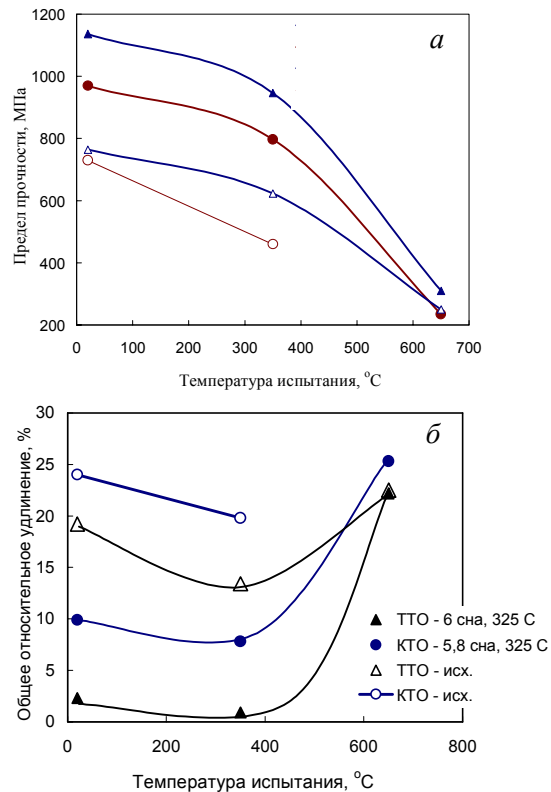


Рис.12 Сталь ЭК-181. Температурная зависимость предела прочности (а) и общего относительного удлинения (б) в исходном состоянии и после облучения в реакторе БОР-60 образцов с традиционной (ТТО) и комбинированной (КТО) термообработками. Температуры облучения 320–330 °С, доза 5 – 8 сна.

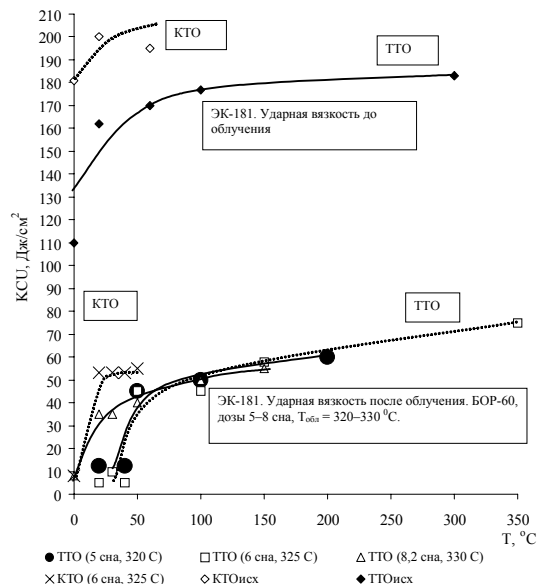


Рис.13 Сталь ЭК-181. Влияние облучения в реакторе БОР-60 на ударную вязкость образцов с разной термообработкой (ТТО, КТО). Температуры облучения 320–330 °С, доза 5–8 сна

сохраняется необходимый рабочий уровень ударной вязкости (5 Дж/см²).

Механизмы НТРО в значительной степени определяются эволюцией дислокационной структуры стали (на фоне карбидных превращений, в том числе наноразмерных). Для смягчения последствий НТРО (уменьшения величины сдвига порога хладноломкости, повышения ударной вязкости и относительного удлинения в области охрупчивания) была предложена новая комбинированная термическая обработка, включающая термоциклирование (КТО) [14]. В результате использования КТО реализуются дополнительные структурно-фазовые превращения, затрагивающие тело матричной фазы, границы и субграницы, и повышающие уже в исходном (до облучения) состоянии пластические характеристики и ударную вязкость стали (рис. 12, 13). Температурные

зависимости характеристик стали после ее облучения в структурном состоянии, полученном с использованием КТО, сохраняются, но уровень этих характеристик (рис. 14) изменяется (меньше упрочнение, ударная вязкость возрастает с 5 до 53 Дж/см²).

Структурные исследования (рис. 14, 15) показали, что исходная термическая обработка (ТТО и КТО) существенно влияет на перестройку дислокационной структуры стали под облучением. Радиационная структура стали после ТТО характеризуется дислокационными петлями, равномерно распределенными по всему объему материала. Средний размер петель практически одинаков для феррита и сорбита (11,2 и 11,0 нм, соответственно). Концентрация петель практически одинакова для этих двух структурных составляющих и равна $(2,5 \pm 0,2) \cdot 10^{22} \text{ м}^{-3}$ (рис. 15).

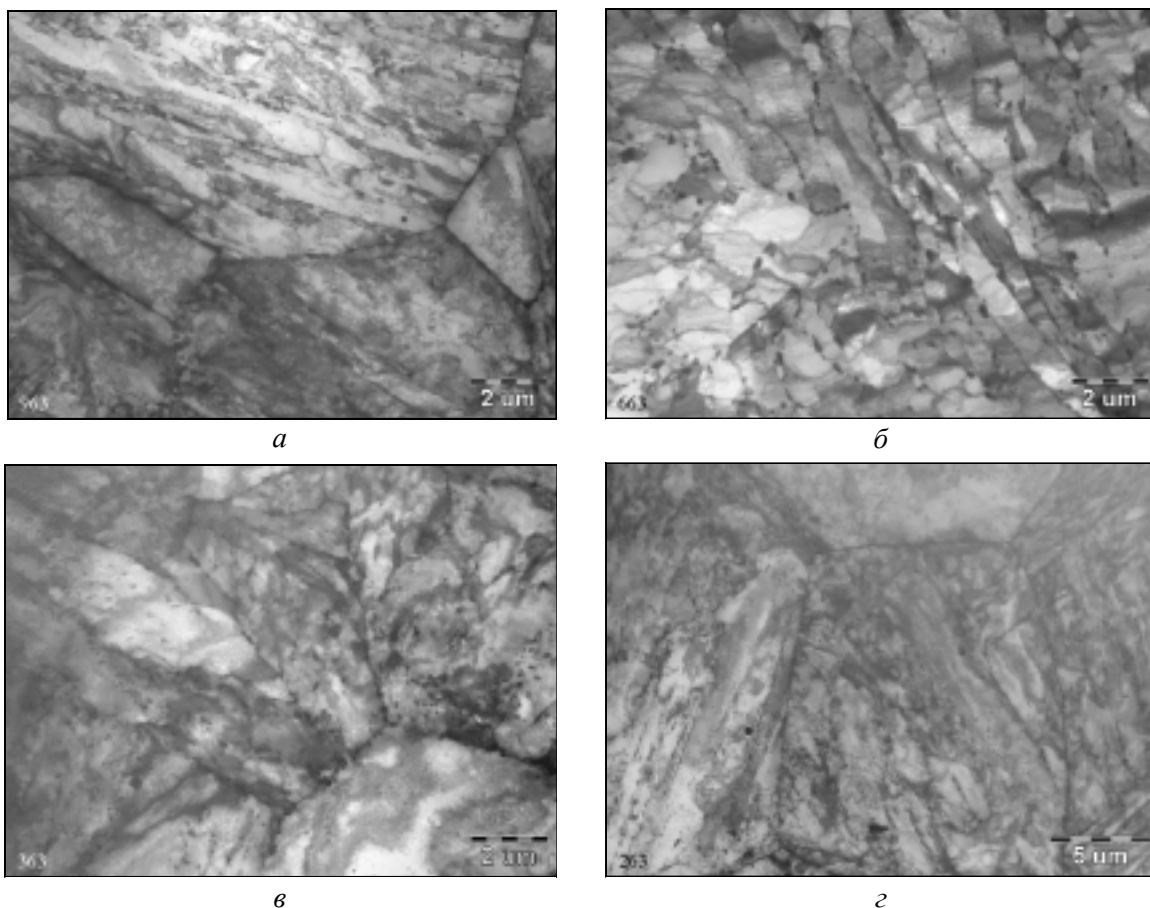


Рис. 14 Сталь ЭК-181. Влияние исходной термообработки (ТТО, КТО) на структуру и радиационную стойкость (облучение в БОР-60 при 325 °С до доз ≈ 6 сна): *а* – исходное структурное состояние после традиционной термообработки (ТТО) (КСУ=162 Дж/см², $\delta_0=19,5$ % (20 °С), $T_{xp} \sim -60$ °С); *б* – исходное структурное состояние после комбинированной обработки (КТО) (КСУ= 200 Дж/см², $\delta_0=24,0$ % (20 °С), $T_{xp} \sim -75$ °С); *в* – структурное состояние после облучения стали с традиционной термообработкой (ТТО) (КСУ= 5 Дж/см², $\delta_0=3,1$ % (20 °С), $T_{xp} \sim +50$ °С); *г* – структурное состояние после облучения стали с комбинированной термообработкой (КТО) (КСУ= 53 Дж/см², $\delta_0=9,9$ % (20 °С), $T_{xp} \sim +10$ °С)

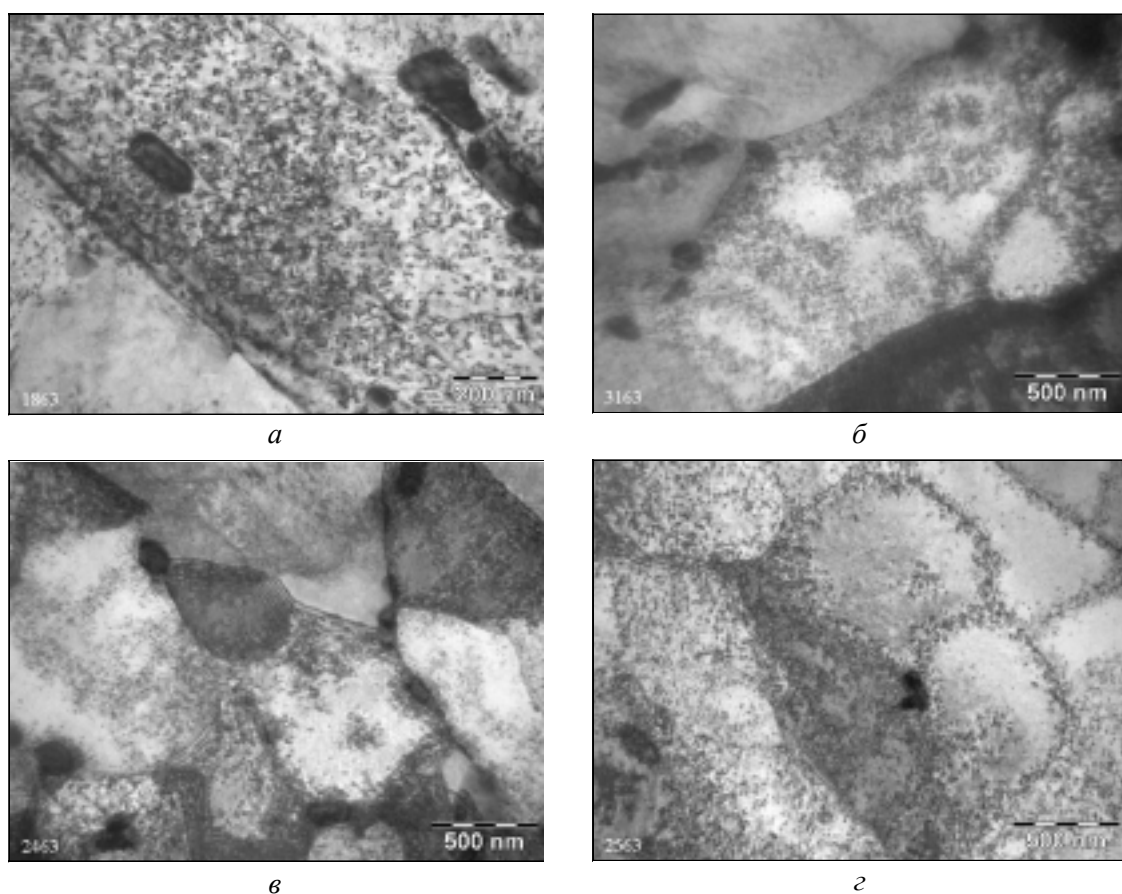


Рис.15 Сталь ЭК-181. Дислокационная структура облучённой стали после различных режимов термообработки (ТТО, КТО): *а* – дислокационные петли в субзерне сорбита после ТТО; *б* – дислокационные петли в блоках феррита после КТО; *в* – дислокационные петли в блоках сорбита после ТТО; *г* – дислокационные петли в блоках с малоугловыми границами после КТО.

В дислокационной структуре облученной стали с исходной КТО наблюдается неравномерность распределения петель по объему отдельных блоков материала (рис. 15). Существуют свободные от петель зоны в виде полос и отдельных областей неправильной формы, за исключением прослоек, прилегающих к малоугловым границам. Размер и концентрация дислокационных петель в образцах с КТО аналогичны размеру и концентрации петель в стали с ТТО. Выстраивание дислокационных петель в полигоны вдоль границ субзерен после КТО может облегчить протекание деформационных процессов даже при наличии большого количества радиационных дефектов. КТО делает сталь более пластичной в исходном состоянии и после облучения (рис.12, 13). Образование радиационно-индуцированных фаз, а также существенное изменение фазового состава при облучении не отмечено. Дисперсные наночастицы VC (TaC) размером до 3 – 5 нм, упрочняющие структуру стали, сохраняются после облучения в

образцах, прошедших исходную термообработку по режимам ТТО и КТО, поэтому и после пластифицирующей термообработки (КТО) сталь имеет функционально значимые величины пределов прочности и пластичности.

Применение КТО на изделиях

Предложенная КТО может быть включена в цикл термообработки изделий и конструкций, работающих в широком температурном диапазоне, в разных зонах которого могут одновременно реализоваться НТРО и высокотемпературная ползучесть. Микроструктура стали, сформированная режимами термообработок ТТО и КТО по длине изделия в соответствии с температурной зоной использования, будет обеспечивать требуемые физико-механические свойства стали по всем рабочим зонам изделия в условиях облучения. Как пример реализации описанных режимов термообработки разных частей изделий,

предложены [19, 20] конструкции бридингового элемента реактора ДЕМО и оболочки твэла реактора БН, по длинам которых при эксплуатации имеется значительный температурный перепад. Для высокотемпературных областей изделий, где требуется высокий уровень жаропрочности, используется

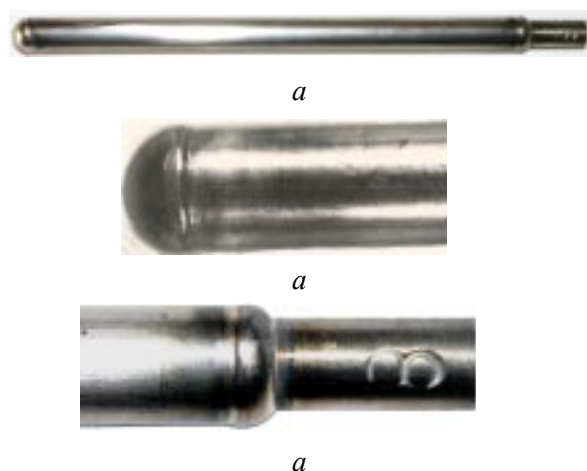


Рис.16 Сталь ЭК-181. Сварные соединения трубчатых образцов диам.6,9×0,4 мм (аргонодуговая сварка, АДС): а – общий вид образца; б – сварной шов типа ДУМП (АДС дугой, управляемой магнитным полем); в – сварной шов периметрического типа.

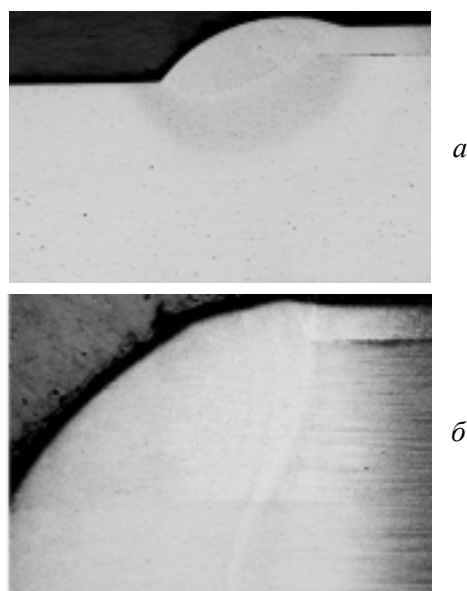


Рис.17 Сталь ЭК-181. Микроструктура (металлография) сварных соединений (рис. 16) трубчатых образцов диам.6,9×0,4 мм (увеличение ×15, нетравленое состояние): а – сварное соединение, выполненное дугой, управляемой магнитным полем (ДУМП); б – периметрическое сварное соединение

термообработка по режиму ТТО, а для низкотемпературной области используется КТО, обеспечивающая повышенный уровень сопротивления НТРО.

Технология сварки и сварные соединения (аргонодуговая сварка)

Применительно к изготовлению оболочек твэлов для реакторов типа БН [3] и экспериментального керамического модуля реактора ДЕМО в ИТЕР [1, 2] разработана технология и опробованы технологические режимы сварки стали ЭК-181. Осуществлена аргонодуговая сварка листового сортамента толщиной до 1 мм и особотонкостенных труб диам.6,9×0,4 мм с герметизирующими заглушками (рис.16, 17). Обеспечено формирование качественных высокопрочных швов, не склонных к хрупкому разрушению. Разработаны технологические режимы формирования сварных швов разных типов (в том числе с использованием дуги, управляемой магнитным полем). В процессе сварки в шве и в околшовинной зоне возникают закалочные структуры, отличающиеся высокой микротвердостью. Выравнивание физико-механических характеристик зоны сварного соединения достигается проведением дополнительного отпуска сварных соединений (табл.2).

Таблица 2

Микротвердость HV 0.05 стали ЭК-181, сварного соединения сталь ЭК-181/сталь ЭК-181

Сварное соединение	Шов. Зона термического влияния	Основной металл
без термообработки	522–412	260–210
после термообработки: 720 °С, 30 мин	341–369	269–210

Выводы

1. Исследована исходная и радиационная (после облучения в БОР-60 при температуре 320–330 °С до дозы 8 сна) микроструктура стали ЭК-181/RUSFER-EK-181 (система Fe-12Cr-W-Ta-V-B, ФГУП-ВНИИНМ, патент [7]). Рассмотрено структурно-фазовое состояние этой стали после различных режимов термической обработки и условий испытаний.

2. Определены температурные зависимости исходных свойств стали ЭК-181/RUSFER-EK-181 (модуль Юнга, пределы текучести и прочности, относительное удлинение, скорость ползучести при 650 и 700 °С, время до разрушения при 650 и 700 °С, ударная вязкость) и их изменений (предел прочности,

относительное удлинение, ударная вязкость) после реакторного облучения (температуры облучения 320–330 °С, доза 5–8 сна).

3. Показаны взаимосвязь исходного структурного состояния и уровня физико-механических характеристик стали ЭК-181, а также влияние низко-температурного облучения в БОР-60 на структурно-фазовое состояние стали, приводящее к изменениям её функциональных свойств.

4. Радиационная стойкость стали ЭК-181/RUSFER-EK-181, оцененная по результатам облучения в БОР-60 (доза до 8 сна, температура облучения 320–330 °С), существенным образом зависит от режима исходной термической обработки (ТТО или КТО). Применение КТО повышает пластичность и ударную вязкость стали в исходном состоянии и после облучения и тормозит смещение порога хладноломкости в область положительных температур.

Режим КТО рекомендуется для улучшения ударной вязкости изделий, работающих при низких температурах в условиях облучения.

5. Достигнутый высокий уровень жаропрочности стали ЭК-181/RUSFER-EK-181 (до 700 °С) обеспечивается комплексным легированием, структурой матричной фазы, структурно-фазовым состоянием, морфологией карбидных, карбонитридных фаз, состоянием границ зерен и другими структурными особенностями, устойчивыми при высоких температурах. Эффективность влияния этих факторов определяется исходной концентрацией используемых легирующих элементов, а также режимами термо-механических обработок (ТТО или КТО). Матрица стали ЭК-181/RUSFER-EK-181 устойчива к рекристаллизационным процессам, в том числе и при длительном высокотемпературном старении. Образующиеся после ТТО фазы (в том числе наноразмерные) оказывают стабилизирующее действие на субструктуру и улучшают высокотемпературные механические свойства стали.

6. Полученные механические и технологические свойства дисперсионно-твердеющей стали ЭК-181/RUSFER-EK-181 позволяют рекомендовать её как жаропрочный до 650–700 °С малоактивируемый конструкционный материал для тепловыделяющих сборок активных зон и внутрикорпусных устройств быстрых энергетических реакторов (БН-600, БН-800, БН-1800), термоядерных энергетических реакторов (ДЕМО) и экспериментальных модулей ДЕМО в ИТЭР.

Работа выполнена при поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований (проект РФФИ 05-02-08141-офи_э).

Литература

1. Solonin M. I. J. Nucl. Mater., 1998, v.258 – 263, p.30 – 46.
2. Sokolov Yu. A. Overview of the Russian DEMO plant study (DEMO-RF). Fusion Eng. and Des., 1995, v. 29, p.18 – 27.
3. Mitenkov F., Saraev O. Nuclear Engineering International, 2005, March, p.10 – 12.
4. Solonin M. I., Chernov V. M., Gorokhov V. A., Ioltukhovskiy A. G., Shikov A. K., Blokhin A. I. J. Nucl. Mater., 2000, v.283 – 287, p.1468 – 1472.
5. Ioltukhovskiy A. G., Blokhin A. I., Budylnkin N. I., Chernov V. M., Leonteva-Smirnova M. V., Mironova E. G., Medvedeva E. A., Solonin M. I., Porollo S. I., Zavyalsky L. P. J. Nucl. Mater., 2000, v.283 – 287, p.652 – 656.
6. Klueh R. L., Harris D. R. High-Chromium Ferritic and Martensitic Steels for Nuclear Applications. ASTM stock Number: MONO3, 2001, p.245.
7. Солонин М.И., Иолтуховский А.Г., Леонтьева-Смирнова М.В., Бибилашвили Ю.К., Голованов В.Н., Кондратьев В.П., Чернов В.М., Шамардин В.К. Малоактивируемая жаропрочная радиационностойкая сталь. Патент на изобретение № 2211878, 2003.
8. Ioltukhovskiy A.G., Leont'eva-Smirnova M.V., Solonin M.I., Chernov V.M., Golovanov V.N., Shamardin V.K., Bulanov T.M., Povstyanko A.V., Fedoseev A.E. J. Nucl. Mater., 2002, v.307 – 311, p.532 – 535.
9. Leont'eva-Smimova M.V., Ioltukhovskiy A.G., Arutiunova G.A., Tselischev A.V., Chernov V.M. J. Nucl. Mater., 2002, v.307 – 311, p.466 – 471.
10. Иолтуховский А.Г., Леонтьева-Смирнова М.В., Чернов В.М. и др. МИТОМ, 2002, №1, с.60.
11. Ioltukhovskiy A.G., Kondrat'ev V.P., Leont'eva-Smirnova M.V., et al. J. Nucl. Mater., 1996, v.233 – 237, p.299 – 307.
12. Ioltukhovskiy A.G., Leont'eva-Smirnova M.V., Kazennov Y.I., et al. J. Nucl. Mater., 1998, v.258–263, p.1312–1318.
13. Ланская К.А. Жаропрочные стали. М.: Металлургия, 1969, 217 с.
14. Леонтьева-Смирнова М.В., Иолтуховский А.Г., Чернов В.М., Колобов Ю.Р., Козлов Э.Н. ВАНТ, Серия “Материаловедение и новые материалы”, 2004, вып.2, т.63, с. 142 – 155.
15. Блохин А.И., Манохин В.Н., Фурсов Б.И., Андрианов А.Н., Чернов В.М. ВАНТ, Серия “Материаловедение и новые материалы”, 2004, вып.2, т.63, с. 46 – 89.
16. Колобов Ю.Р., Найденкин Е.В., Иванов М.Б., Раточка И.В., Ваганова Т.Н., Иолтуховский А.Г., Леонтьева-Смирнова М.В., Чернов В.М. ВАНТ, Серия “Материаловедение и новые материалы”, 2004, вып.2, т.63, с. 156 – 162.
17. Lindau R., Moeslang A., Schirra M., Schlossmacher P., Klimentov M. J. Nucl. Mater., 2002, v.307 – 311, p.769 – 772.
18. Никаноров С.П., Кардашев Б.К. Упругость и дислокационная неупругость кристаллов. М.: Наука, 1985, 254 с.

19. Ватулин А.В., Иолтуховский А.Г., Леонтьева-Смирнова М.В., Капышев В.К., Коваленко В.Г., Стребков Ю.С., Чернов В.М. Бридинговый элемент для термоядерного реактора синтеза. Патент на изобретение № 2267173, 2004.
20. Иолтуховский А.Г., Леонтьева-Смирнова М.В., Голованов В.Н., и др. Твэл реактора на быстрых нейтронах (варианты) и оболочка для его изготовления. Патент на изобретение № 2262753, 2005.

Леонтьева-Смирнова М. В. — ВНИИНМ им. академика А.А.Бочвара, заместитель начальника лаборатории, кандидат технических наук, доцент. Специалист в области радиационного материаловедения и радиационных свойств конструкционных материалов.

Агафонов А. Н. — ВНИИНМ им. академика А.А.Бочвара, аспирант. Специалист в области материаловедения и сварки.

Ермолаев Г. Н. — ВНИИНМ им. академика А.А.Бочвара, старший научный сотрудник, кандидат физико-математических наук. Специалист в области материаловедения, физики прочности и механики материалов.

Иолтуховский А.Г. — ВНИИНМ им. академика А.А.Бочвара, главный научный сотрудник, доктор технических наук, профессор. Специалист в области радиационного материаловедения.

Можанов Е.М. — ВНИИНМ им. академика А.А.Бочвара, младший научный сотрудник, аспирант. Специалист в области материаловедения конструкционных материалов.

Ревизников Л. И. — ВНИИНМ им. академика А.А.Бочвара, заместитель начальника отдела, кандидат технических наук. Специалист в области материаловедения и сварочных процессов.

Цвелев В. В. — ВНИИНМ им. академика А.А.Бочвара, начальник лаборатории. Специалист в области механических свойств материалов и материаловедения.

Чернов В.М. — ВНИИНМ им. академика А.А.Бочвара, главный научный сотрудник, доктор физико-математических наук. Специалист в области радиационной физики конденсированных сред и радиационного материаловедения.

Буланова Т.М. — ГНЦ РФ НИИАР, старший научный сотрудник. Специалист в области радиационного материаловедения и радиационных свойств материалов.

Голованов В.Н. — ГНЦ РФ НИИАР, заместитель директора, доктор физико-математических наук, профессор. Специалист в области радиационного материаловедения и реакторных испытаний материалов.

Островский З.О. — ГНЦ РФ НИИАР, старший научный сотрудник, кандидат технических наук. Специалист в области радиационного материаловедения и электронной микроскопии облученных материалов.

Шамардин В.К. — ГНЦ РФ НИИАР, заместитель директора отделения, кандидат технических наук. Специалист в области радиационного материаловедения и реакторных испытаний материалов.

Блохин А.И. — ГНЦ РФ ФЭИ имени А.И.Лейпунского, ведущий научный сотрудник, кандидат физико-математических наук. Специалист в области ядерной физики, ядерной активации и трансмутации в материалах при нейтронном облучении.

Иванов М.Б. — ИФПМ СО РАН, научный сотрудник. Специалист в области физического материаловедения.

Козлов Э.В. — ИФПМ СО РАН, доктор физико-математических наук, профессор. Специалист в области физического материаловедения и электронной микроскопии сталей и сплавов.

Колобов Ю.Р. — ИФПМ СО РАН, доктор физико-математических наук. Специалист в области физического материаловедения и механических свойств металлов.

Кардашев Б.К. — ФТИ имени А.Ф.Иоффе РАН, ведущий научный сотрудник, доктор физико-математических наук. Специалист в области физического материаловедения и акустики.