

СТРУКТУРА, ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ ПЕРСПЕКТИВНЫХ МАЛОАКТИВИРУЕМЫХ РЕАКТОРНЫХ СТАЛЕЙ БЕЙНИТНОГО КЛАССА

В.В.Рыбин, И.П.Курсевич, А.Н.Лапин, Н.Б.Щербинина, Е.В.Нестерова
Федеральное государственное унитарное предприятие Центральный научно-исследовательский институт конструкционных материалов "Прометей", г.Санкт-Петербург, Россия

Наведені дані по структурі, фазовому складу та механічним властивостям у початковому стані, після тривалих теплових витримок і нейтронного опромінення основного металу та металу зварних сполучень радіаційно-стійкої сталі бейнітного класу марки 15X2B2ФА-А, володіющою швидким спадом наведеної активності.

Представлені термокінетичні діаграми структурних перетворень при безперервному охолодженні металу від температур 1000, 1050 та 1200°C у діапазоні швидкостей 0,03...25° C/сек, мікроструктура та твердість для різних швидкостей охолодження.

Показана висока стійкість розроблених матеріалів до теплового та радіаційного окрихчення. Після досліджених теплових витримок (при 400°C–3000 г, 450°C–260 г –для сталі 15X2B2ФА-А и 300°C–1000 г –для металу зварного шву) не відзначено змін їх короткочасних механічних властивостей.

Після опромінення різним флюенсом нейтронів аж до $1.5 \cdot 10^{20}$ н/см² ($E \geq 0.5$ MeV) при температурі 270...290°C радіаційне зміцнення та зміщення температури в'язко-крихкого переходу в малоактивованій сталі 15X2B2ФА-А нижче, ніж у застосовуємої для корпусів ядерних реакторів типу ВВЕР сталі марки 15X2МФА-А. По сукупності властивостей сталь марки 15X2B2ФА-А представляється дуже перспективною для майбутніх ядерних реакторів збільшеного терміну служби.

Приведены данные по структуре, фазовому составу и механическим свойствам в исходном состоянии, после длительных тепловых выдержек и нейтронного облучения основного металла и металла сварных соединений радиационно-стойкой стали бейнитного класса марки 15X2B2ФА-А, обладающей быстрым спадом наведенной активности.

Представлены термокинетические диаграммы структурных превращений при непрерывном охлаждении металла от температур 1000, 1050 и 1200°C в диапазоне скоростей 0,03...25° C/сек, микроструктура и твердость для различных скоростей охлаждения.

Показана высокая устойчивость разработанных материалов к тепловому и радиационному охрупчиванию. После исследованных тепловых выдержек (при 400°C–3000 ч, 450°C–260 ч –для стали 15X2B2ФА-А и 300°C–1000 ч –для металла сварного шва) не отмечено изменений их кратковременных механических свойств.

После облучения различным флюенсом нейтронов вплоть до $1.5 \cdot 10^{20}$ н/см² ($E \geq 0.5$ MeV) при температуре 270...290°C радиационное упрочнение и смещение температуры вязко-хрупкого перехода у малоактивируемой стали 15X2B2ФА-А ниже, чем у применяемой для корпусов ядерных реакторов типа ВВЭР стали марки 15X2МФА-А. По совокупности свойств сталь марки 15X2B2ФА-А представляется весьма перспективной для будущих ядерных реакторов повышенной экологической безопасности и увеличенного срока службы.

The paper gives data on the structure, phase composition and mechanical properties in initial state, after long-duration holding at heat and neutron irradiation of the base metal and the metal of welded joints of a bainitic 15X2B2ФА steel showing a rapid decay of induced activity.

CCT diagrams at cooling from 1000, 1050 and 1200° C in the range of rates from 0.03 to 25° C/s, microstructure and hardness for various cooling rates are presented.

High resistance of developed the materials to thermal and irradiation embrittlement is demonstrated. The examination of materials after holding at heat (at 400° C for 3000 hrs, at 450° C for 260 hrs - for 15X2B2ФА steel, and 300° C for 1000 hrs - for the weld metal) has shown that no changes in their mechanical properties were observed.

The low-activated 15X2B2ФА steel irradiated to various neutron fluence up to $1.5 \cdot 10^{20}$ n/cm² ($E \geq 0.5$ MeV) at a temperature of 270-290° C is characterized by lower radiation strengthening and shift in DBTT temperature as compared to a 15X2B2ФА steel used for WWER vessels. On combination of properties the low-activated 15X2B2ФА-А steel is represented rather perspective for the future nuclear reactors of increased ecological safety and increased service life.

ВВЕДЕНИЕ

Первые данные о перспективности сталей бейнитного класса типа 15X2B2ФА-А, обладающих быстрым спадом наведенной радиоактивности и низким уровнем ее остаточного значения (в дальнейшем – малоактивируемые стали), были представлены в [1].

В работах [2-4] были опубликованы результаты систематических исследований структуры, кинетики фазовых превращений и механических свойств сталей в исходном и облученном состояниях. Эти данные показали, что сталь марки 15X2B2ФА-А может рассматриваться в качестве перспективного конструкционного материала для строительства эко-

логически безопасных атомных и термоядерных реакторов ближайшего будущего.

Чтобы двигаться в этом направлении, необходимо разработать соответствующие сварочные материалы. Они также должны обладать быстрым спадом наведенной активности и обеспечивать прочность, радиационную стойкость, стойкость против отпускной и тепловой хрупкости сварных соединений на уровне основного материала. С этой целью была создана авторами малоактивируемая сварочная проволока хромо-вольфрамовой композиции марки Св-08ХЗГВ2ФТА, и на ее основе были разработаны сварочные электроды марки 48Н-39Ф.

Теоретическая оценка изменения во времени наведенной радиоактивности показала, что указанная сварочная проволока после 40-летней выдержки облученных в реакторе типа ВВЭР флюенсом 1×10^{20} н/см² (в потоке нейтронов $\phi = 1,3 \times 10^{13}$ н/см² с) сварных соединений имеет в 100 раз более низкий уровень наведенной активности по сравнению с традиционно используемыми в настоящее время в атомном энергетическом машиностроении молибденсодержащими сварочными материалами (рис.1). Это примерно соответствует скорости снижения наведенной радиоактивности основного металла стали марки 15Х2В2ФА-А.

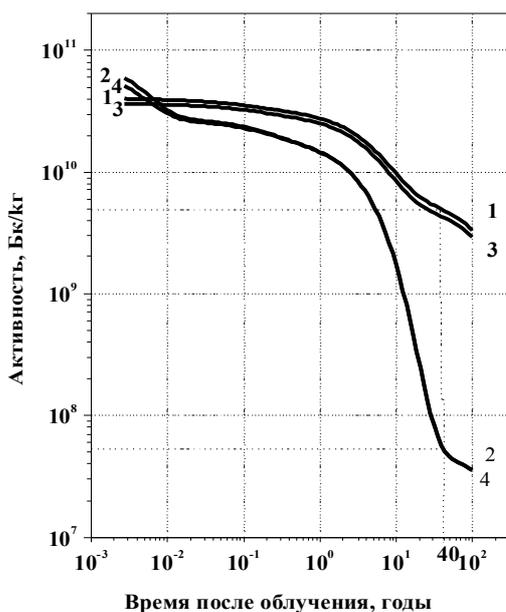


Рис.1. Расчетные кривые спада наведенной активности для основных и сварочных материалов ($F=1 \cdot 10^{20}$ н/см², $\phi_{\text{тепл.н.}} = \phi_{\text{н.}} \cdot E > 0,1 \text{ МэВ} = 1,3 \cdot 10^{13}$ н/см² с, время облучения – 30 лет)

1,3-15Х2МФА-А и Св-08ХМФА-А – применяемые сталь и сварочная проволока;

2,4 – 15Х2В2ФА-А и Св-08ХЗГВ2ФТА – разработанные сталь и сварочная проволока

В настоящей работе для основного металла малоактивируемой стали 15Х2В2ФА и металла ее сварного шва изучали:

- влияние скорости охлаждения на кинетику фазовых превращений для различных температур аустенизации;

- микроструктуру и тонкую структуру для различных условий термической обработки;

- влияние различных режимов отпуска на механические свойства;

- влияние облучения на упрочнение и охрупчивание.

2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Исследовали основной металл и металл сварных швов малоактивируемой стали бейнитного класса марки 15Х2В2ФА. Выплавку металла проводили в открытой индукционной печи емкостью 100 кг. Слитки основного металла ковали на квадраты 70x70 мм, а затем катали на пластины толщиной 25 мм.

Сварку проводили ручным дуговым способом сварочными электродами марки 48Н-39Ф, изготовленными на базе малоактивируемой Сг-В сварочной проволоки марки Св-08ХЗГВ2ФТА. Слитки для изготовления сварочной проволоки ковали на прутки сечением 15x15 мм, из которых изготавливали катанку диаметром 8 мм, с дальнейшим волочением сварочной проволоки до диаметра 4 мм.

Пластины основного металла термически обрабатывали по режимам:

а) аустенизация при температуре 1000°С в течение 1,5 ч, закалка в масло, отпуск при температуре 670°С в течение 20 ч с последующим охлаждением в воде;

б) аустенизация при температуре 1000°С в течение 1,5 ч, закалка в масло, отпуск при температуре 670°С в течение 20 ч с последующим охлаждением в воде; дополнительный отпуск при температуре 700°С в течение 10 ч, охлаждение на воздухе.

Механические свойства металла шва сварных соединений исследовали после двух режимов послесварочного отпуска:

а) 670±10°С, выдержка 10 ч, охлаждение на воздухе;

б) 670±10°С, выдержка 10 ч, охлаждение на воздухе, +700±10°С, выдержка 10 ч, охлаждение на воздухе.

Облучение образцов проводили в исследовательском реакторе ВВР-М ПИЯФ РАН флюенсом $1,5 \cdot 10^{20}$ н/см² ($E \geq 0,5$ МэВ) при температуре 270±10°С. Температуру регистрировали с помощью термопар, размещенных вблизи образцов по высоте кассет.

Кинетику фазовых превращений аустенита при охлаждении основного металла и металла шва от температур нагрева 1000, 1050 и 1200°С изучали в диапазоне скоростей охлаждения от 0,03 до 25 град/с. Исследования проводили с использованием высокоскоростного автоматизированного дилатометра "Formastor-G" на цилиндрических образцах диаметром 3 и длиной 10 мм.

Испытания на ударный изгиб проводили в интервале температур -120...350°С на малых образцах Шарпи 5x5x27,5 мм с V-образным надрезом, расположенным параллельно оси сварного шва. Глубина надреза составляла 1,0 мм.

Измерения твердости по Виккерсу проводили на микрошлифах, вырезанных из металла сварных соединений, а также на торцах образцов после дилатометрических исследований.

Металлографическую структуру поперечных срезов сварных образцов изучали на оптическом микроскопе Neophot-32.

Тонкую структуру основного металла и металла шва исследовали на просвечивающем электронном микроскопе Philips EM-400T при ускоряющем напряжении 120 кв.

3. РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

3.1. Кинетика превращения аустенита

На рис.2 приведены термокинетические диаграммы превращения аустенита основного металла при температурах аустенизации (высокотемпературного нагрева) 1000, 1050 и 1200°C, а также металла шва при температурах аустенизации 1000 и 1200°C. Видно, что термокинетические диаграммы превращения аустенита малоактивируемого материала при непрерывном охлаждении от температур 1200, 1050 и 1000°C состоят из двух (высокотемпературной и низкотемпературной) несовпадающих между собой областей.

В высокотемпературной области основного металла и металла шва происходит феррито-карбидное превращение аустенита.

В низкотемпературной области металла шва для изученных скоростей охлаждения наблюдается только бейнитное превращение, а в основном металле в зависимости от скорости охлаждения – бейнитное и (или) мартенситное превращение.

Из анализа полученных данных видно, что в общем случае расположение и конфигурация границ высокотемпературной и низкотемпературной областей превращения аустенита зависят от температуры нагрева, скорости охлаждения, от химического состава материала.

С понижением температуры аустенизации до 1000°C наблюдается закономерное смещение высокотемпературной области влево (в сторону больших скоростей охлаждения). При этом температуры начала и окончания ферритного превращения меняются незначительно.

Что касается бейнитного превращения, с уменьшением температуры аустенизации наблюдается снижение температуры окончания выделения бейнитной фазы.

Таким образом, в высокотемпературной области превращения аустенита при охлаждении критические скорости охлаждения заметно различаются для исследуемых материалов.

Анализ этих результатов позволяет обосновать выбор технологических параметров сварки и режимов последующей термической обработки стали марки 15X2B2ФА-А с целью обеспечения необходимой структуры и свойств металла в различных участках сварных соединений, исключая образование холодных трещин при сварке, а также обеспечивающих требуемый уровень служебных характеристик в различных толщинах.

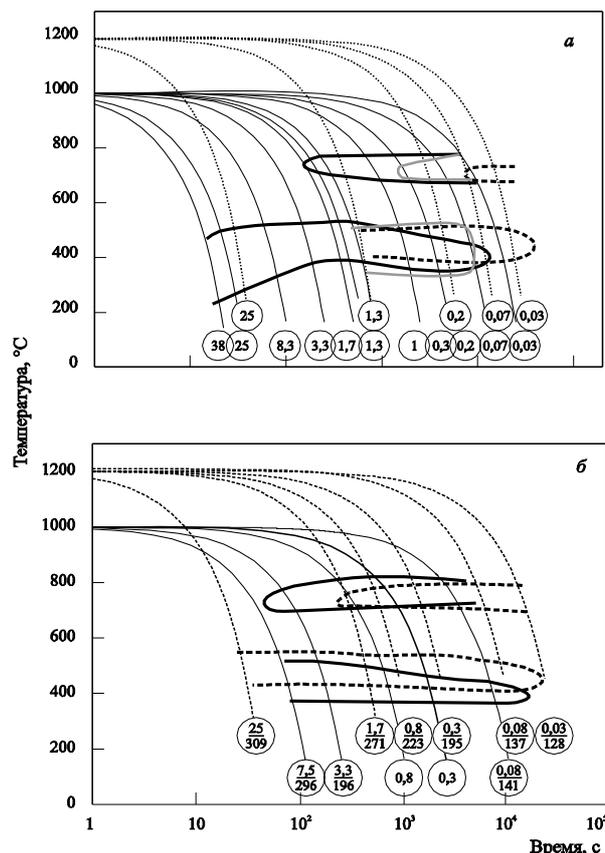


Рис.2. Термокинетические диаграммы превращения аустенита стали марки 15X2B2ФА-А (а) и металла сварного шва Sw-08X3ГВ2ФТА (б) при различных температурах аустенизации:

— 1000°C; — 1050°C; - - 1200°C

В числителе – скорость охлаждения (°C/с), в знаменателе – твердость (HV10)

3.2. Механические свойства и структура

На рис.3,4 приведены результаты исследования влияния длительной термической выдержки и нейтронного облучения на кратковременные механические свойства стали 15X2B2ФА-А, а на рис.5,6 – аналогичные данные для металла сварного шва.

Полученные данные обобщены в табл.1, где приведены механические свойства основного металла и металла шва после двух режимов термической обработки в исходном и облученном состояниях.

Как видно из таблицы, в исходном (до облучения) состоянии малоактивируемая сталь марки 15X2B2ФА-А имеет высокий уровень прочности, пластичности и сопротивления хрупкому разрушению, определяемому температурой вязко-хрупкого перехода. Хромо-вольфрамовые сварочные электроды обеспечивают пластические характеристики металла шва, близкие к свойствам основного металла, а прочностные характеристики превышающие их. Эти данные хорошо согласуются с результатами структурных исследований, согласно которым основной металл после термической обработки характеризуется структурой отпущенного реечного дислокационного мартенсита (см. рис.7,а,с), а в металле сварного шва, в основном, формируется более отпускоустойчивая бейнитная структура (рис.7,б,д). Тонкая структура закаленного основного металла представ-

ляет собой совокупность пакетов слабо разориентированных мартенситных реек и характеризуется высокой плотностью дислокаций, наличием мощных источников локальных внутренних напряжений.

Структура металла шва представляет совокупность практически равноосных зерен бейнитного феррита с дискретными островками аустенито-мартенситной структуры. В том и другом случаях в процессе отпуска уменьшается плотность равномерно распределенных дислокаций, происходит снятие фазовых напряжений и выделение дисперсных карбидов, что проявляется в снижении прочностных характеристик, повышении пластичности и вязкости.

В табл.1 приведены также данные по влиянию облучения флюенсом $1.5 \cdot 10^{20}$ н/см² ($E \geq 0,5$ МэВ) при $T_{обл.} = 270 \pm 10^\circ\text{C}$ на изменение механических свойств основного металла и металла сварного шва стали марки 15X2B2ФА-А, выполненного с применением малоактивируемой сварочной проволоки Св-08Х3ГВ2ФТА.

Из представленных данных следует, что радиационное упрочнение стали 15X2B2ФА-А после основного и дополнительного отпусков составило ~ 100 и ~ 80 МПа, а смещение T_k $-(+50)$ и $(+40^\circ\text{C})$ соответственно. У металла сварного шва упрочнение

составило 130 и 115 МПа после основного и дополнительного отпусков соответственно. При этом смещение T_k близко к основному металлу: 30 и 50°C соответственно. Коэффициент радиационного охрупчивания A_F для основного металла после основного и дополнительного отпусков составил 9 и 7.5, а у металла сварного шва—6 и 9 соответственно. Таким образом, дополнительный высокотемпературный отпуск привел к некоторому повышению радиационной стойкости основного металла малоактивируемой стали 15X2B2ФА. У металла сварного шва дополнительный отпуск привел к снижению исходного T_k , однако характеристики радиационной стойкости не улучшились, хотя значения $\Delta T_k=50^\circ\text{C}$ и $A_F=9$ при флюенса нейтронов $1.5 \cdot 10^{20}$ н/см² находятся на уровне лучших показателей металла сварных швов применяемой корпусной стали [5]).

На рис.8 приведены сравнительные данные по радиационному упрочнению и охрупчиванию разработанной вольфрамсодержащей малоактивируемой стали 15X2B2ФА-А (по данным [2-4]) и ее прототипа — широко применяемой для корпусов ядерных реакторов типа ВВЭР молибденсодержащей стали 15X2МФА-А (по данным [5])

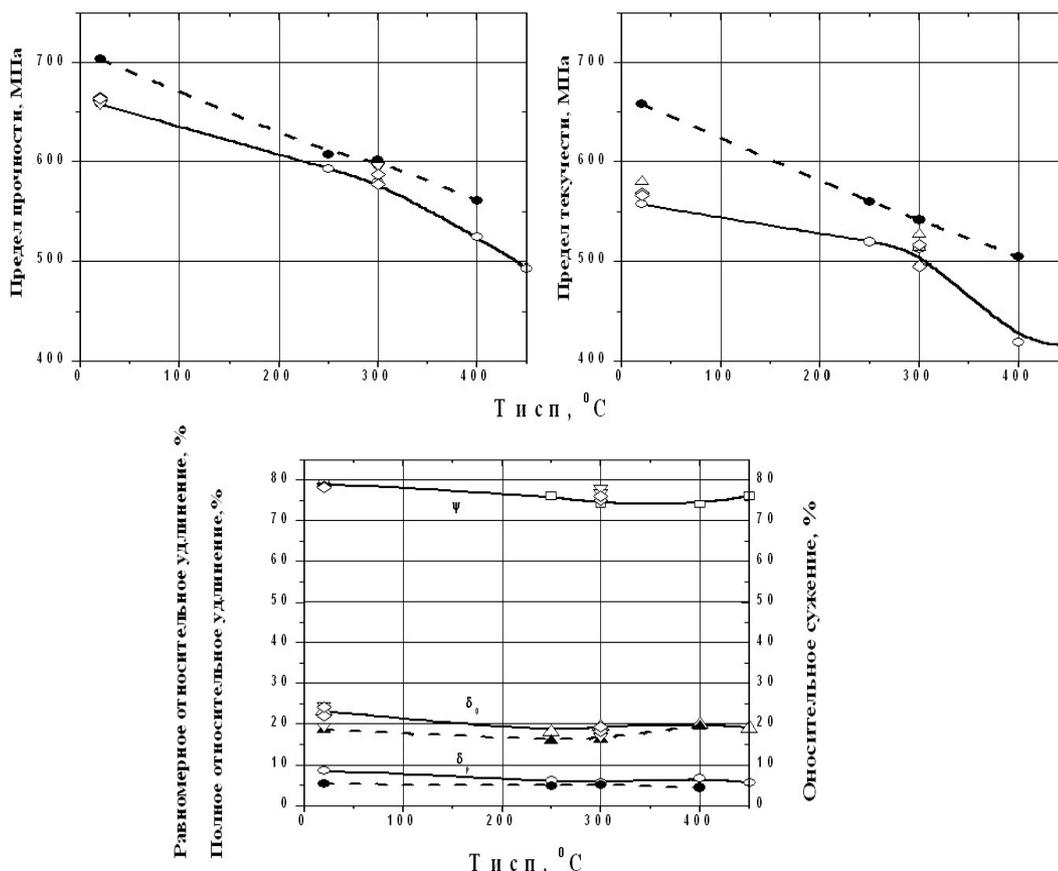


Рис.3. Влияние тепловых выдержек и нейтронного облучения на кратковременные механические свойства стали марки 15X2B2ФА-А. Термообработка: $1000^\circ\text{C}-1.5$ ч, масло $+670^\circ\text{C}-20$ ч, вода \circ, Δ, \square —исходное состояние; ∇ —после выдержки $450^\circ\text{C}-260$ ч; \diamond —после выдержки $400^\circ\text{C}-3000$ ч; \bullet, \blacktriangle —после облучения флюенсом $1.5 \cdot 10^{20}$ н/см² при $T=270 \pm 10^\circ\text{C}$

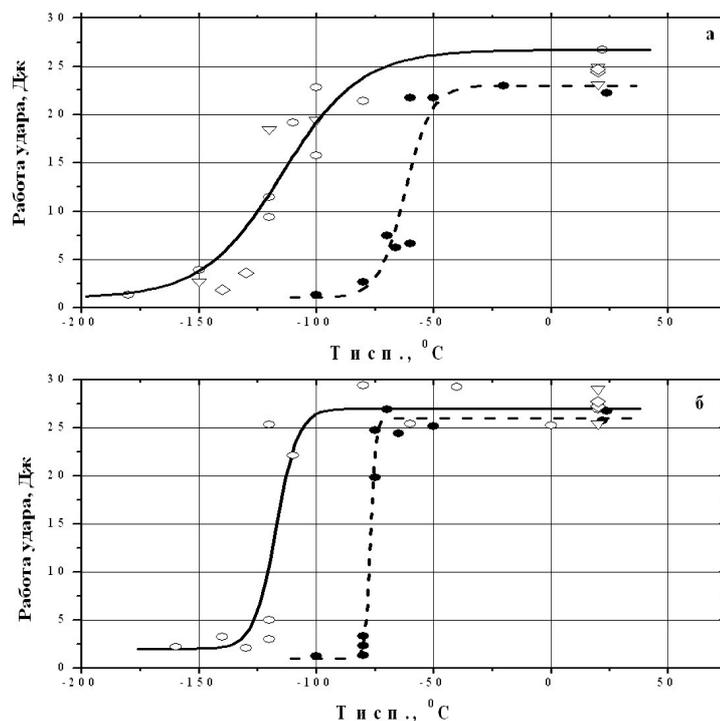


Рис.4. Температурная зависимость работы удара стали марки 15X2B2ΦA-A при различных длительностях термической выдержки. Образцы 5x5x27.5 мм; а: 1000°–1.5ч, масло+670°С–20 ч, воздух; б: 1000°–1.5ч, масло+670°С–20 ч, воздух+700°С–10 ч, воздух

○–исходное состояние; ▽–после выдержки 450°С–260 ч; ◇–после выдержки 400°С–3000 ч;
●– после облучения флюенсом $1.5 \cdot 10^{20}$ н/см² при T=270±10°С

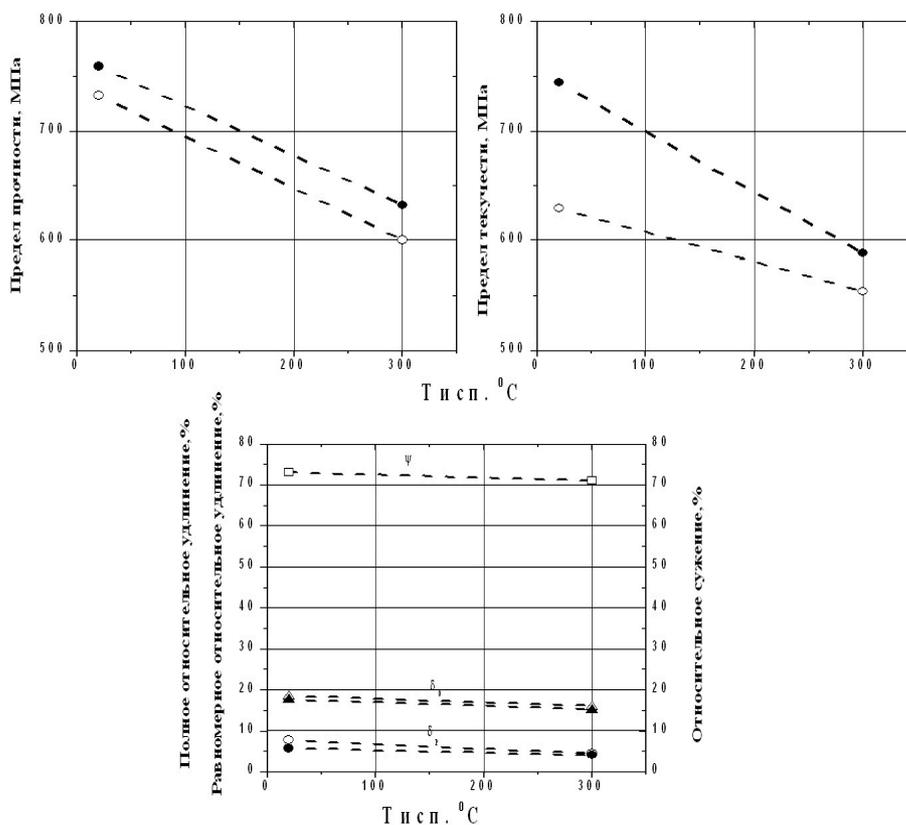


Рис.5. Влияние нейтронного облучения на кратковременные механические свойства металла сварного шва, выполненного проволокой марки Св-08ХЗГВ2ФТА. Ручная дуговая сварка
Отпуск: 670°С–10 ч, вода+700°С–10 ч; ○, △, □– исходное состояние; ●, ▲–после облучения флюенсом $1.5 \cdot 10^{20}$ нс/м² при T=270±10°С

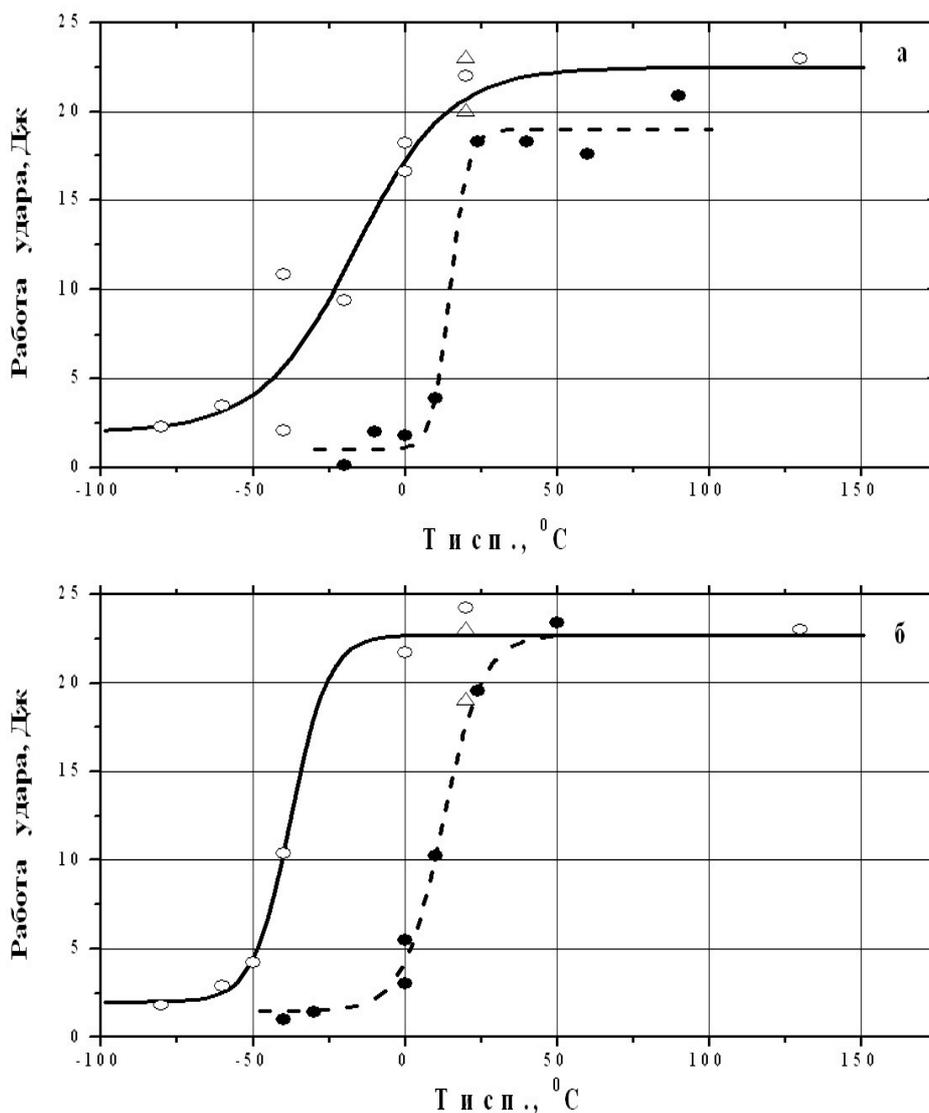


Рис.6. Температурная зависимость работы удара металла сварного шва Св-08Х3ГВ2ФТА. Образцы 5x5x27.5 мм; а: отпуск 670°С–10 ч, воздух; б: отпуск 670°С–10 ч, воздух+700°С–10 ч, воздух
 ○-исходное состояние; Δ-после выдержки 300°С-1000 ч; ●- после облучения флюенсом $1.5 \cdot 10^{20}$ н/см² при $T=270 \pm 10^\circ\text{C}$

Таблица 1

Влияние облучения на механические свойства металла сварных соединений стали марки 15Х2В2ФА-А, выполненных электродами марки 48Н-39Ф ($F=1.5 \cdot 10^{20}$ н/см², $E \geq 0.5 \text{ МэВ}$, $T_{обл.} = 270 \pm 10^\circ\text{C}$)

Материал	Режим термической обработки	$\sigma_{0.2}^{20^\circ\text{C}}$ (МПа)		$\Delta\sigma_{0.2}^{20^\circ\text{C}}$ (МПа)	T_k ($^\circ\text{C}$)		ΔT_k ($^\circ\text{C}$)	A_F
		исходн.	облуч.		исходн..	облуч.		
Основной металл	1000°С/1.5ч масло + 670°С/20ч, вода	557	658	101	-112	-62	50	9
	1000°С/1.5ч масло + 670°С/20ч, вода + 700°С/10ч, в-х	477	559	82	-117	-77	40	7.5
Металл шва	670°С/10ч/ в-х	630	780	130	-15	15	30	6
	670°С/10ч/ в-х. + 700°С/10ч/ в-х.	630	745	115	-37	13	50	9

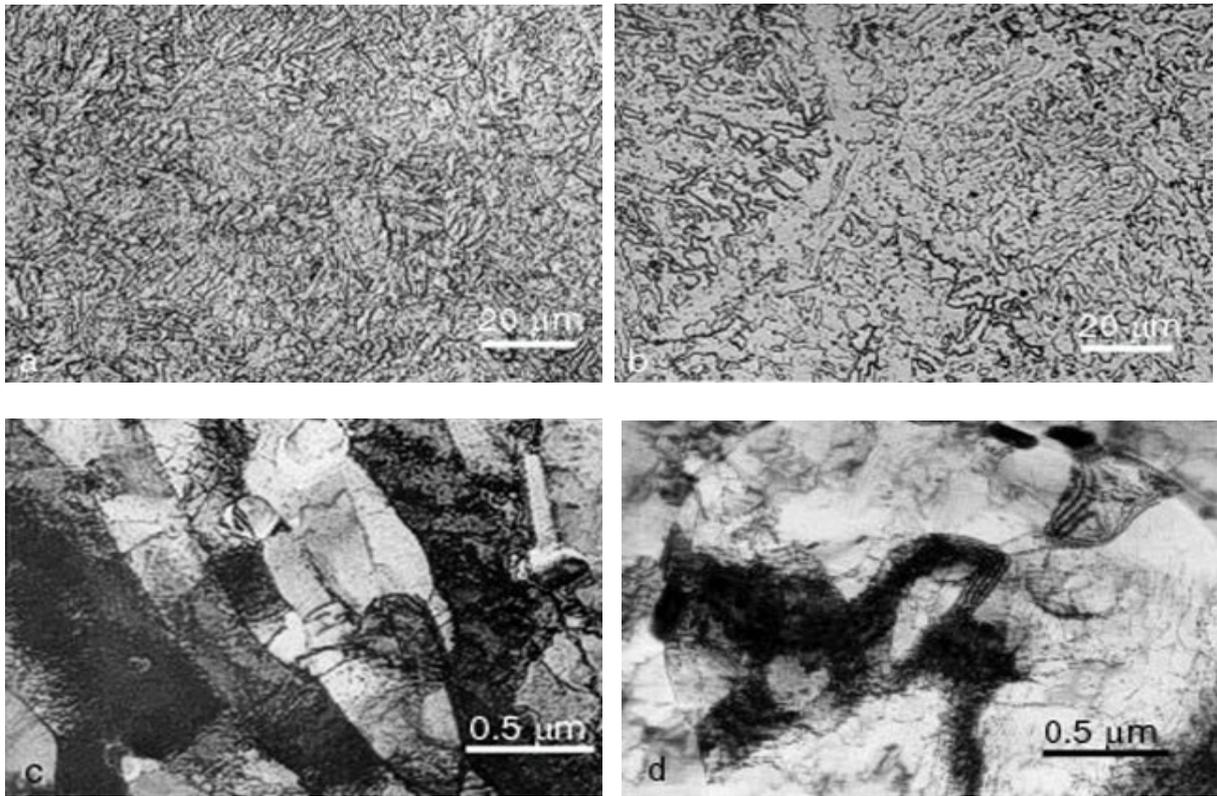


Рис.7. Микроструктура стали марки 15X2B2ΦА (а, с) и металла ее сварного шва, выполненного электродами на основе проволоки Св-08ХЗГВ2ΦТА (b,d)

(а, b–оптическая микроскопия; с, d–просвечивающая электронная микроскопия).
Термическая обработка: основной металл – 1000°C/1.5 ч, масло + 670°C/20 ч, вода;
металл шва – 670°C/10 ч, воздух. + 700°C/10 ч, воздух

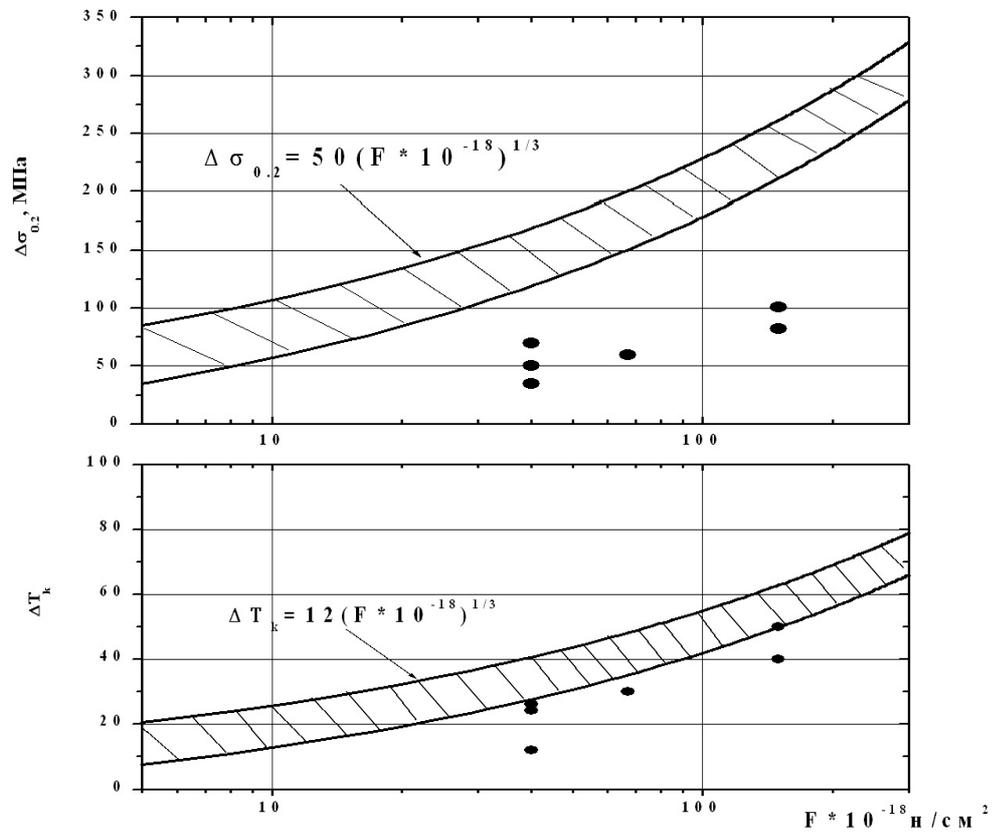


Рис.8. Радиационное упрочнение ($\Delta\sigma_{0.2}$) и охрупчивание (ΔT_K) опытных плавок стали марки 15X2B2ФА-А (●) (по данным настоящей работы и [2-4]) в сравнении с соответствующими данными для корпусной стали 15X2МФА-А[5]. Тобл.=270-320 °С

Видно, что прирост предела текучести у малоактивируемой стали заметно ниже, а смещение T_K находится либо ниже полосы разброса данных, либо на ее нижней границе по сравнению со сталью 15X2МФА-А при аналогичных условиях облучения.

Таким образом, полученные данные свидетельствуют не только об ускоренном спаде наведенной радиоактивности у разработанной малоактивируемой стали марки 15X2B2ФА-А по сравнению с применяемой корпусной сталью марки 15X2МФА-А, но и о ее повышенной радиационной стойкости. Указанные преимущества новой стали делают ее весьма перспективной для ядерной энергетики недалекого будущего, когда встанет вопрос создания ядерных реакторов увеличенного срока службы и повышенной экологической безопасности.

В настоящее время в основном завершена стадия лабораторных исследований малоактивируемой вольфрамсодержащей стали 15X2B2ФА-А, и начинается стадия ее промышленного освоения. С этой целью предусматривается выплавка в промышленных условиях 50-тонного слитка, изготовление опытных обечаек и проведение аттестационных испытаний.

ВЫВОДЫ

1. Разработанные сталь бейнитного класса марки 15X2B2ФА-А, сварочная проволока марки Св-08Х3ГВ2ФТА и электроды на ее основе марки 48Н-39Ф обеспечивают в ~100 раз более низкий уровень наведенной активности после 40-летней выдержки по сравнению с традиционно используемыми в атомном энергетическом машиностроении молибденсодержащими основными и сварочными материалами.

2. В исходном (до облучения) состоянии разработанные основные и сварочные материалы обладают высоким уровнем прочности, пластичности и сопротивления хрупкому разрушению.

3. По важнейшим показателям радиационной стойкости (степени радиационного упрочнения, смещению температуры вязко-хрупкого перехода и коэффициенту радиационного охрупчивания) малоак-

тивируемая вольфрамсодержащая сталь марки 15X2B2ФА-А (и металл ее сварных швов) превосходит характеристики радиационной стойкости применяемой молибденсодержащей стали марки 15X2МФА-А.

4. Разработанные малоактивируемые основные и сварочные материалы рекомендуются для промышленного освоения и последующей аттестации в качестве материала корпусов ядерных реакторов повышенной экологической безопасности и радиационного ресурса.

Работа выполнена при поддержке Российского Фонда фундаментальных исследований по проекту № 01-02-17262.

ЛИТЕРАТУРА

1. Патент РФ № 2135623 по заявке № 98110529 с приоритетом от 04.06.1998 г.
2. V.V.Rybin, I.P.Kursevich., A.N.Lapin. Effect of neutron irradiation at low temperature on the embrittlement of the reduced-activation ferritic steels // *J. Nucl. Mater.* 1998, v.258–263, p.1324–1328.
3. I.V.Gorynin, V.V.Rybin, I.P.Kursevich, A.N.Lapin, E.V.Nesterova, E.Yu.Klepikov. Effect of heat treatment and irradiation temperature on mechanical properties and structure of reduced activation Cr-W-V steels of bainitic, martensitic, and martensitic-ferritic classes // *J. Nucl. Mater.* 2000, v.(issue) 283–287, part 1, p.465–469.
4. В.В.Рыбин, И.П.Курсевич, А.Н.Лапин, Е.Ю.-Клепиков, Л.Н.Рядков. Малоактивируемая сталь типа 15X2B2ФА–перспективный материал корпусов водо-водяных реакторов. // *В сб. Трудов VМеждународной конференции по материаловедческим проблемам проектирования, производства и эксплуатации оборудования АЭС*, 19-23 июня, 2000г., г.С-Петербург ,т.2, с.34–54 .
5. Н.Н.Алексеев, А.Д.Амаев, И.В.Горынин, В.А.Николаев *Радиационное повреждение стали корпусов водо-водяных реакторов*. М., «Энергоиздат», 1981г