

УДК 621.774.35

ВПЛИВ БОРИДНИХ ВКЛЮЧЕНЬ НА СТРУКТУРУ І ВЛАСТИВОСТІ СТАЛІ 04X14T3P1Ф ДЛЯ ЧОХЛІВ ВІДПРАЦЬОВАНИХ ПАЛИВНИХ КАСЕТ АТОМНИХ ЕЛЕКТРОСТАНЦІЙ

С. І. ГУБЕНКО

*Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, Дніпро,
УДУНТ: Придніпровська академія будівництва та архітектури, Дніпро*

Досліджено особливості хімічного та фазового складу, структури та перетворень у боридних включеннях у сталі 04X14T3P1Ф, з якої виготовляють чохла шестигранних труб для транспортування та зберігання відпрацьованого ядерного палива. Встановлено, що під час гарячої деформації відбуваються фазові та структурні трансформації: змінюється склад боридів внаслідок перерозподілу елементів, динамічно дифузійно подрібнюються та виділяються “сателітні” частинки, бориди руйнуються та відбуваються фазові перетворення. Виявлено можливість статичного дифузійного подрібнення боридів за високих температур нагріву. Обговорено вплив боридних включень на структуру та механічні властивості сталі за різних температур деформації.

Ключові слова: *сталь, боридні включення, деформація, механічні властивості, руйнування, дифузійне подрібнення, сателітні частинки.*

The features of the chemical and phase composition, structure and transformations in boride inclusions in 04X14T3P1Ф steel used for the manufacture of hexagonal pipe covers for transportation and storage of spent nuclear fuel are studied. It is shown that in the process of hot deformation the phase and structural transformations occur: a change in the composition of borides due to the redistribution of elements, dynamic diffusion fragmentation and release of “satellite” particles, fracture of borides, boride phase transformation. The possibility of static diffusion sputtering of borides at high heating temperatures is demonstrated. The influence of boride inclusions on the structure and mechanical properties of the steel at various deformation temperatures is discussed.

Keywords: *steel, boride inclusions, deformation, mechanical properties, fracture, diffusion sputtering, satellite particles.*

Вступ. Розроблення та вдосконалення конструкційних радіаційно стійких матеріалів для обладнання нового покоління АЕС підвищеної безпеки – актуальне завдання [1–3]. Для транспортування та зберігання відпрацьованого ядерного палива використовують контейнери із різних матеріалів [4–7]. Як нейтроно-поглинальні конструкційні матеріали зацікавлюють сталі, які містять бор. Як чохла відпрацьованих паливних касет АЕС застосовують шестигранні труби, які отримують деформацією безшовних гарячевальцьованих труб зі сталі 04X14T3P1Ф з низькою пластичністю [8]. Мета дослідження – вивчити природу та поведінку боридних включень за пластичної деформації та нагрівання, а також їх вплив на структуру та механічні властивості цієї сталі.

Матеріал та методика випроб. Досліджували зразки, відібрані з трубних заготовок, а також з гарячевальцьованих труб зі сталі 04X14T3P1Ф такого хімічного складу (mass%): 0,03 С; 0,17 Мп; 0,19 Si; 13,0 Cr; 2,2 В; 3,1 Ti; 0,46 V; 0,39 ; 0,22 Ni; 0,005 S; 0,02 Р. Деформували методом косоного вальцювання в інтервалі

850...1150°C (кут подачі 5°30', кількість обертів валків 40 rot/min, ступінь деформації 20...50%). Випробовували на розтяг на установці "Інстрон-1195" за кімнатної та підвищених (850...1200°C) температур. Трансформацію боридів вивчали за високотемпературного відпалу при 950...1200°C упродовж 5 min...2,5 h.

Мікроструктуру сталі досліджували за допомогою оптичного "Neophot-31", а також растрового JSM 35 та трансмісійного "Тесла" електронних мікроскопів. Фазовий склад сталі визначали приладом ДРОН-2,0. Ідентифікували боридні включення металографічним методом [9], а також мікроаналізатором РЕММА 102-02 (у вторинних електронах, режимі кольорового картування та лінійного сканування, а також за спектрограмами) після деформації за температур 1100 і 1150°C. Об'ємну частку та розміри боридів визначали на пристрої "Епіквант". Приладом ПМТ-3 вимірювали їх мікротвердість та сталеві матриці.

Результати та їх обговорення. В матриці сталі виявили включення боридних фаз, а також оксиди (типу шпінелі $(\text{Fe,Mn})\text{O}\cdot(\text{Al,Cr})_2\text{O}_3$) та карбонітриди титану TiCN . Неметалеві включення (оксиди та карбонітриди) розподілені, в основному, рівномірно, хоча на окремих ділянках розташовані рядками. Їх вміст відповідає 1–1,5 балам (ДСТУ EN ISO 6892-1:2019). Бориди, частка яких становить 4,5...7,6 wt%, впливають на формування технологічних, механічних та функціональних властивостей сталі. Зафіксували бориди, що відповідають типам Me_2B ($\text{Me} - \text{Fe, Ti, Cr, V}$) та MeB_2 ($\text{Me} - \text{Ti, Cr}$). Крім того, аналізували електронограми, отримані з частинок боридів, екстрагованих на репліки (рис. 1a), які підтвердили результати рентгеноструктурного аналізу та дали можливість визначити тип їх кристалічної ґратки.

Комплексними дослідженнями виявили два типи боридних фаз: світлі і темні включення (рис. 1b). Рентгенівським спектрометром оцінювали вміст елементів (Ti, Fe, Cr, V) у різних боридах та феритній матриці після деформації при 1100 та 1150°C (рис. 1e–k). Встановили, що за температури 1100°C темні бориди є гетерофазними включеннями і слугують підкладкою для утворення нової неметалевої фази у вигляді суцільної оболонки (рис. 1c). Переважає в цих включеннях складний борид на основі Fe, Ti типу $(\text{Ti, Fe, Cr, V})_2\text{B}$, а в оболонці – борид $(\text{Ti, Cr, V})_2\text{B}$. Світлі включення – фази на основі Fe, Cr – $(\text{Fe,Cr})_2\text{B}$, де вміст Cr, Fe, Ti дещо коливається. За температури 1150°C внаслідок дифузійного перерозподілу хімічних елементів змінюється склад та структура боридів. Темні бориди на основі титану зберігають гетерофазну будову, проте їх склад суттєво змінюється: зменшується вміст Ti та V і збільшується Cr та Fe. З підвищенням температури склад світлих боридів майже не змінюється, тільки їх будова та зберігається нерівномірний розподіл Cr і Fe.

Формування боридів типу Me_2B у сталі, згідно з діаграмою стану системи Fe–B, пов'язане з евтектичною кристалізацією. Боридні включення за морфологією можна поділити на: однофазні – грубий конгломерат борид + твердий розчин (рис. 1b); гетерофазні – грубий конгломерат, очевидно, потрібної евтектики борид 1 + борид 2 + твердий розчин з ознаками абнормального евтектичного перетворення, оскільки одна з боридних фаз ізольована від рідини (рис. 1c); трапляються також ділянки евтектичних колоній борид + твердий розчин (рис. 1d). Відомо, що через розмір атомів бору можуть, поряд з міжатомними зв'язками метал–метал та метал–неметал, утворюватися безпосередні зв'язки бор–бор [10], які ускладнюють електронну та дифузійну взаємодію атомів у складних боридах, що важливо для розуміння їх поведінки за високотемпературних термодиформаційних впливів. На кривих термогравіметричного аналізу (DTA) заготовки та зразків з гарячедеформованої сталі виявили перегини за температур вище 900°C [11]. Це дає можливість стверджувати, що під впливом гарячої деформації відбувається перетворення

$(\text{Ti,Fe,Cr})_2\text{B} \rightarrow (\text{Fe, Cr})_2\text{B}$, ініційоване перерозподілом хімічних елементів у борідах. Воно можливе також під час гарячого деформування сталі, або охолодження після нього, що впливає на властивості боридних включень.

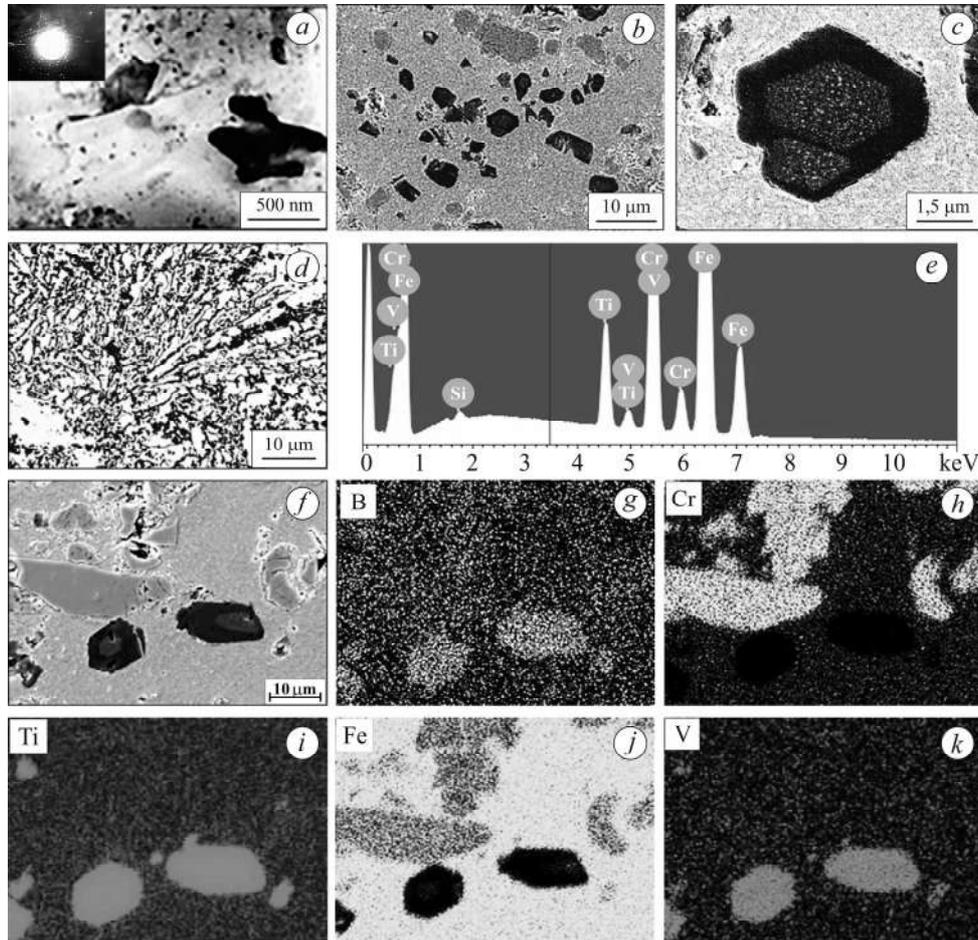


Рис. 1. Мікроструктура сталі 04X14T3P1Φ (*a–d, f*), розподіл елементів у фериті та боридних фазах, отриманий у характеристичному випромінюванні бору (*g*), хрому (*h*), титану (*i*), заліза (*j*), ванадію (*k*) та їх сумарний спектр (*e*).

Fig. 1. The microstructure of 04X14T3P1Φ steel (*a–d, f*), distribution of elements in the ferrite and boride phases obtained in the characteristic radiation of boron (*g*), chromium (*h*), titanium (*i*), iron (*j*), vanadium (*k*) and their total spectrum (*e*).

За гарячого деформування бориди руйнувалися крихко. Їх уламки, захоплені матрицею, розкидало на невеликі відстані. Внаслідок пластичної течії матриці вони оберталися, створюючи моментні (крутні) напруження [9] (рис. 2*a, b*). Деформація сприяла їх локалізації поблизу включень [9], що призвело до розвитку міжфазних мікротріщин, які полегшували руйнування боридів (рис. 2*c*). Слід зауважити, що боридні включення, на відміну від металів, є фазами впровадження [10] з нижчою швидкістю руху дислокацій у кристалічній ґратці.

Матриця сталі – легований ферит, що містить 83 mass% Fe, 14,8...18,8 Cr, 0,4...0,8 Ti та 0,3...0,38 Ni. На деяких ділянках зафіксували 0,54% B та 0,4% V (табл. 1). Виявили, що процеси зміцнення розвиваються не тільки у феритній матриці, а й у борідах.

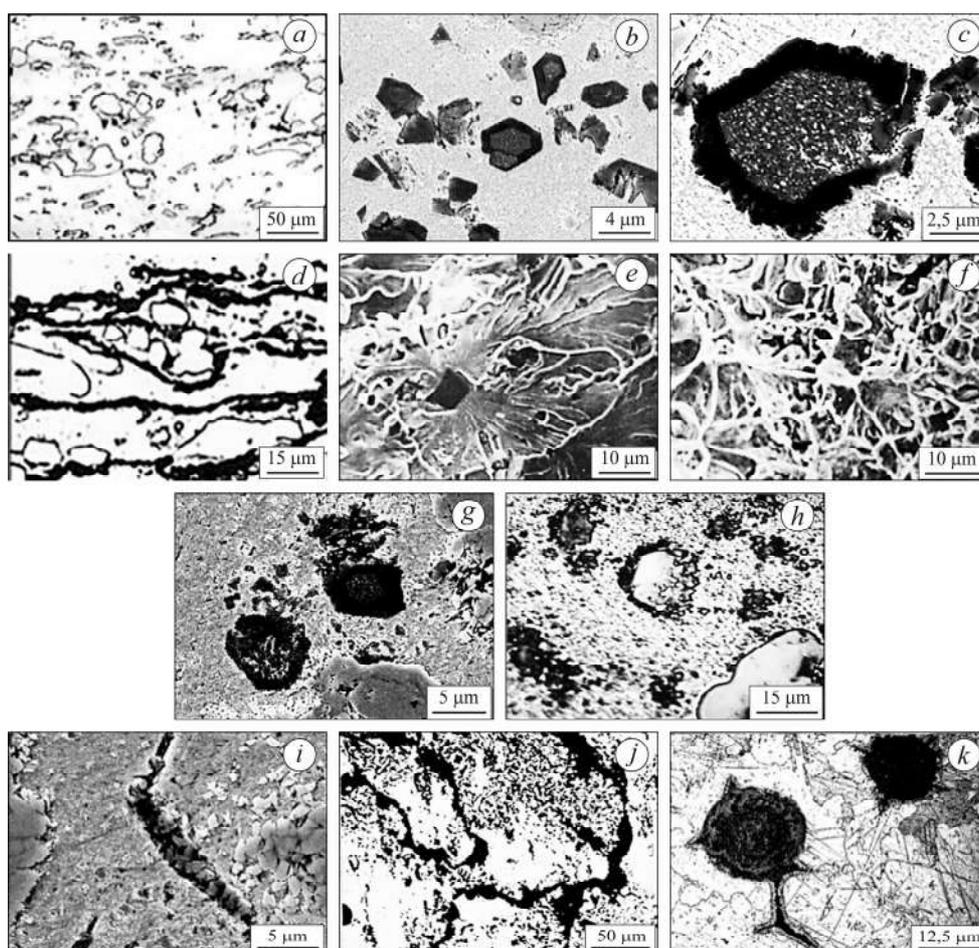


Рис. 2. Боридні включення в сталі 04X14ТЗР1Ф після деформації за температур 1100 (а-с) та 1150°C (d, e, j), у зламах (f, g), після відпалу за температур 950 (h), 1150°C (i) та корозії (k).

Fig. 2. Boride inclusions in 04X14T3P1Φ steel after deformation at 1100 (a-c) and 1150°C (d, e, j), in fractures (f, g), after annealing at temperatures of 950 (h), 1150°C (i) and corrosion (k).

Таблиця 1. Розмір D_B та мікротвердість H_{μ}^B боридів, а також феритної матриці H_{μ}^m сталі 04X14ТЗР1Ф

Стан металу	Бориди на основі Fe, Cr: $(Fe, Cr)_2B$		Бориди на основі Fe, Ti: $(Ti, Fe, Cr, V)_2B + (Ti, Cr, V)_2B$		Матриця
	D_B , μm	H_{μ}^B , МПа	D_B , μm	H_{μ}^B , МПа	H_{μ}^m , МПа
Вихідна заготовка	15...90	3830	10...55	5490	2630
Гарячедеформована труба	10...45	5490	5...20	7860	3210

Феритна матриця сталі проявила високу пластичність за гарячого деформування, оскільки активні елементарні носії деформації (дислокації) взаємодіють з частинками включень боридів, які не деформуються. Це сприяє локалізації деформації, а також відновленню зеренної та субзеренної структур сталеві матриці внаслідок процесів звороту та рекристалізації [9]. Боридні включення створюють складні поля напружень, а також хвилі пластичної релаксації, які пов'язані з

переліченими явищами [9]. У скупченнях боридів релаксаційні процеси утруднені через накладання полів напружень, в результаті біля них виникають тріщини (рис. 2d). Великі бориди, біля яких виявили ділянки крихкого відколу (рис. 2e), ініціюють руйнування. Це також свідчить про зародження тріщин поблизу, а також всередині боридних включень внаслідок крихкого руйнування [9]. Дрібні бориди ініціюють появу мікропорожнин на межах борид–матриця, де спостерігали ділянки в'язкого ямкового зламу (рис. 2f). Таким чином, включення боридів зумовлюють зародження тріщин у включеннях та сталевій матриці поблизу них, а також на межах борид–матриця під час гарячого деформування.

За високих температур процесу відбувається динамічна дифузійна взаємодія боридів з феритною матрицею, що призводить до їх подрібнення, розчинення та виділення нових дисперсних включень (рис. 2g). Подрібнення пов'язане з частковим розчиненням поверхні боридів та утворенням нових дисперсних виділень – “сателітних” частинок, що оточують вихідні включення [9]. Воно можливе також і під час нагрівання сталі під гарячу деформацію, що сприяє зменшенню середніх розмірів боридів. Цей процес можна використати для підвищення пластичності сталі. Під час високотемпературної витримки сталева матриця, дифузійно взаємодіючи з боридом, локально насичується та перенасичується елементами включень [9]. У результаті з перенасиченого твердого розчину з'являються дисперсні “сателітні” частинки (рис. 2h). Про дифузійне насичення матриці елементами включення свідчить збільшення її мікротвердості, яка залежить від температури відпалу та часу витримки (табл. 3). Хімічний склад темних боридів $(\text{Ti,Fe,Cr,V})_2\text{B} + (\text{Ti,Cr,V})_2\text{B}$ складніший, ніж світлих $(\text{Fe,Cr})_2\text{B}$, тому рівень насичення сталеві матриці та її мікротвердість вищі поблизу перших. Слід зазначити, що розчинення включень починається за витримки 0,5...1 h, проте для помітного насичення матриці елементами боридів необхідний триваліший час. Ширина зони насичення матриці елементами включення та середній радіус зони виділення “сателітів” R_c з підвищенням температури зростають, збільшується також середній розмір “сателітів” d_c внаслідок коалесценції (табл. 2). Що триваліша витримка за усіх температур відпалу, то менші розміри вихідних боридів D_B та більші “сателітних” частинок d_c і зони їх виділення R_c . Слід зазначити, що при 1150...1200°C дифузійне подрібнення боридів супроводжується їх оплавленням.

Досліджуючи дифузійні процеси в системі борид–міжфазна межа–матриця в умовах статичного контакту фаз, слід враховувати електронну взаємодію між включенням (донором електронів) та матрицею (акцептором) [12]. Оскільки на міжфазній межі зосереджені атоми включення та матриці з найбільш порушеними електронними конфігураціями, їх переміщення суттєво полегшується в умовах високих температур. Диспергування боридних включень за високотемпературної витримки пов'язане з дисоціацією та частковим розчиненням включень; їх дифузійним подрібненням за вибіркового розчинення; утворенням дисперсних “сателітних” частинок у зонах насичення матриці елементами включення [9]. Дифузійне подрібнення призводить до того, що замість первинних досить грубих боридних включень виникають поля дисперсних частинок – своєрідні мікрокомпонентні ділянки сталі. Це відбувається поступово під час витримки за високої температури, коли витягнуті включення подрібнюються і сфероїдизуються [9] (рис. 2i). Це сприяє зменшенню об'ємної частки та середніх розмірів боридних включень у сталі (табл. 2, дані у чистельнику). Гаряча деформація викликає появу дрібніших “сателітних” включень у результаті динамічного дифузійного подрібнення боридів (дані у знаменнику).

Механічні та технологічні властивості сталі суттєво залежать від структури трубної заготовки, а також можливостей її трансформації під час пластичної деформації. У зразках, відібраних з заготовки та гільз після першого прошивання, є великі бориди обох типів (див. табл. 1). У структурі гарячедеформованої гільзи

присутні витягнуті в напрямку вальцювання рядки непластичних боридів менших розмірів, ніж у заготовці. Подальше вальцювання за температур 900...950°C і ступеня деформації 34% сприяє формуванню дрібніших включень боридів і рівномірнішому їх розподілу (див. табл. 1). Механічні характеристики сталі, особливо пластичні, суттєво змінюються під час прошивання трубної заготовки у гільзу, коли метал повністю деформується (табл. 3). Відносно видовження зростає приблизно удвічі, а ударна в'язкість і міцність підвищуються не так відчутно. На подальших етапах виробництва гарячевальцьованих труб ударна в'язкість збільшується в 1,5–2,5 рази, характеристики міцності – на 10...13% і незначно знижується пластичність сталі.

Таблиця 2. Вплив температури відпалу сталі 04X14ТЗР1Ф (час відпалу 2 h) на мікротвердість фериту H_{μ}^m , об'ємну частку f , середній розмір включень боридів D_B , середній розмір “сателітних” частинок d_c та середній радіус зони виділення “сателітів” R_c

Включення	t , °C	H_{μ}^m , МПа	f , vol.%	D_B	d_c	R_c
				μm		
Бориди на основі Fe, Cr: $(Fe, Cr)_2B$	Вихідний стан	2630	3,5	90...15	–	–
	950	2646	3,2	82...15	2,35 / 1,85	15
	1000	2725	2,6	74...12	2,96 / 2,23	22
	1100	2752	2,2	61...12	4,55 / 3,45	34
	1150	2763	2,1	52...10	5,67 / 3,92	38
Бориди на основі Fe, Ti: $(Ti, Fe, Cr, V)_2B$ + $(Ti, Cr, V)_2B$	Вихідний стан	2630	2,7	55...10	–	–
	950	2681	2,6	51...10	2,54 / 1,87	12
	1000	2735	2,2	43...10	4,48 / 1,99	17
	1100	2767	1,7	37...9	5,86 / 4,56	25
	1150	2784	1,5	31...9	7,23 / 5,76	29

Випробовували також на розтяг, щоб визначити механічні характеристики сталі за підвищених температур (табл. 4). Виявили, що міцність з ростом температури випробувань плавно знижується, однак, пластичність не збільшується. Очевидно, це пов'язано як з неоднаковим внеском гарячого наклепу та динамічного відновлення структури феритної матриці за різних температур деформації [9], так і з можливістю зміни поведінки боридних включень внаслідок перетворень [11]. Крім того, падіння пластичності при 1150...1200°C, свідчить про прояв червоноламкості внаслідок оплавлення боридів (боридних евтектик; рис. 2j), оскільки температура евтектичної рівноваги на діаграмі стану системи Fe–B становить 1177°C. Таким чином, підвищення температур під час прошивання (1150°C) та вальцювання труб на автоматичному устаткуванні ТПА 350 (1050°C) небажане.

Таблиця 3. Механічні характеристики сталі 04X14ТЗР1Ф

Стан металу	Границя міцності σ_B	Границя плинності σ_T	Відносне видовження δ , %	Ударна в'язкість KCU , J/cm ²
	МПа			
Вихідна заготовка	435...452	320...372	8,2...10,3	5,1...6,2
Гільза	480...510	310...330	16,0...18,5	6,3...7,4
Гарячедеформована труба	550...586	410...445	13,0...15,5	10,2...19,2

Таблиця 4. Механічні характеристики сталі 04X14ТЗР1Ф за підвищених температур

Характеристики	Температура випробувань, °С							
	850	900	950	1000	1050	1100	1150	1200
Границя міцності σ_B , МПа	92,3	78,1	56,4	46,2	38,5	35,6	29,3	23,2
Границя плинності σ_T , МПа	81,2	62,4	51,3	39,3	32,4	29,6	25,4	22,4
Відносне видовження δ , %	61,4	64,0	71,8	76,3	62,3	66,4	46,2	18,7
Відносне звуження ψ , %	68,3	72,1	75,4	81,2	87,2	92,5	69,1	33,4

Цілком очевидно, що незадовільна технологічна пластичність викликана трансформацією боридних включень за термодформаційного впливу, що визначає їх поведінку на різних етапах виробництва труб, а також впливом включень на структурні зміни у феритній матриці. Водночас необхідно зауважити, що під час експлуатації матеріал чохлів відпрацьованих паливних касет АЕС піддається багатьом впливам, які можуть викликати радіаційне окрихчення внаслідок трансмутаційних ефектів [2, 3], високотемпературну корозію тощо. Роль боридних включень як концентраторів напружень і джерел мікрогетерогенності у структурі сталі може бути вирішальною, оскільки можливі реакції між різними типами дефектів, що виникають під дією опромінення, та боридними включеннями (як місць скупчення для цих дефектів). У результаті поблизу такого скупчення (боридного включення) можливі зміна початкової гомогенної концентрації точкових дефектів, а також їх концентраційного профілю, збагачення або збіднення цих зон атомами елементів твердого розчину, що є причиною радіаційно-індукованої сегрегації, розпад твердого розчину і прояв зворотного ефекту Кіркендалла [2, 3]. Ці трансформації, активовані опроміненням, сприяють локальній деградації властивостей (втраті пластичності, радіаційної повзучості та окрихченню). Боридні включення також є осередками зародження корозійних пошкод (рис. 2к), що пов'язано, у першу чергу, з концентрацією напружень, підвищенням електрохімічної мікрогетерогенності сталі та появою корозійних мікроелементів (бориди, як і усі неметалеві включення, є катодами до сталевій матриці) [9, 13–18].

ВИСНОВКИ

В сталі 04X14ТЗР1Ф виявлено боридні включення різної морфології: $((\text{Ti,Fe,Cr,V})_2\text{B}$ з оболонками $(\text{Ti,Cr,V})_2\text{B}$ та $(\text{Fe,Cr})_2\text{B}$), що мають значну хімічну неоднорідність. Під час гарячого деформування відбуваються фазові та структурні трансформації: зміна складу боридів внаслідок перерозподілу елементів, динамічне дифузійне подрібнення та виділення “сателітних” частинок, крихке руйнування боридів, боридне перетворення $(\text{Ti,Fe,Cr})_2\text{B} \rightarrow (\text{Fe,Cr})_2\text{B}$, а також оплавлення включень. В умовах високотемпературного нагрівання встановлено статичне дифузійне подрібнення боридних включень – джерел різних видів мікроруйнувань: тріщин у включеннях та сталевій матриці поблизу включень, а також на межах борид–матриця. Під час їх трансформації змінюються структура та механічні властивості сталі за різних умов деформації, що необхідно враховувати під час розроблення режимів обробки тиском, щоб підвищити технологічну пластичність.

1. Горынин И. В., Карзов Г. П., Филимонов Г. Н. Разработка и совершенствование конструкционных материалов для оборудования нового поколения АЭС повышенной безопасности и ресурса // Сучасне матеріалознавство XXI сторіччя. – К.: Наук. думка, 1998. – С. 279–283.

2. *Воеводин В. Н.* Конструкционные материалы ядерной энергетики – вызов 21 века // Вопросы атомной науки и техники. Сер.: Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение. – 2007. – **90**, № 2. – С. 10–22.
https://vant.kipt.kharkov.ua/ARTICLE/VANT_2007_2/article_2007_2_10.pdf
3. *Воеводин В. Н., Неклюдов И. М.* Эволюция структурно-фазового состояния и радиационная стойкость конструкционных материалов. – К.: Наук. думка, 2006. – 378 с.
4. *Johnson E. R. and Saverot P. M.* Monograph on Spent Nuclear Fuel Storage Technologies. – Institute of Nuclear Materials Management, 1997. – 270 p.
5. *Алехина С. В.* Анализ тепловых режимов сухого хранения отработавшего ядерного топлива в аварийных ситуациях // J. of Kharkiv National University, Physical Ser.: Nuclei, Particles, Fields. – 2013. – **3**, № 59. <https://www.academia.edu/81669047/>
6. *Разгильдеев А. М.* Контейнеры для хранения радиоактивных отходов // Проблемы Чернобыля. – 1998. – Вып. 2. – С. 87–89.
https://inis.iaea.org/collection/NCLCollectionStore/_Public/32/020/32020363.pdf
7. *Использование органосилоксановых наполнителей для транспортных контейнеров отработавшего ядерного топлива / В. И. Павленко, Р. Н. Ястребинский, А. А. Карнаухов, Н. И. Черкашина // Междунар. журн. прикл. и фундамент. исследований. – 2015. – № 12–6. – С. 974–977. <https://applied-research.ru/ru/article/view?id=8064>*
8. *Губенко С. И., Беспалько В. Н., Жиленкова Е. В.* Влияние различных способов выплавки на качество трубных заготовок из высокохромистой стали с бором // Сучасні проблеми металургії. Пластична деформація металів. – 2008. – **11**. – С. 78–83.
<https://journals.nmetau.edu.ua>
9. *Губенко С. И., Ошкандеров С. П.* Неметаллические включения в стали. – К.: Наук. думка, 2016. – 528 с. https://www.researchgate.net/publication/331639234_
10. *Goldschmidt H. J.* Interstitial Alloys. – London: ButterWorths, The B.S.A. Group Centre, 1967. – 426 p. <https://ru.scribd.com/document/416356273/List-of-Books-xls>
11. *Губенко С. И., Беспалько В. Н., Жиленкова Е. В.* Термогравиметрический анализ боридных включений в высокохромистой стали // 36. тез XIII Міжнар. наук.-техн. конф. “Неметалеві вкраплення і гази у ливарних сплавах”. – Запоріжжя: ЗНТУ “Запорізька політехніка”, 2012. – 118 с. – С. 21–22. ISBN 978-617-529-058-3
12. *Самсонов Г. В., Прядко И. Ф., Прядко Л. Ф.* Конфигурационная модель вещества. – К.: Наук. думка, 1971. – 230 с.
<https://ipm.lviv.ua/specialcouncils/dysertaciyakorniy/files/basic-html/page337.html>
13. *Gubenko S. I.* Effect of laser surface treatment on the initiation of corrosion defects near nonmetallic inclusions // Materials Science. – 2022. – **58**, № 3. – P. 313–317.
DOI 10.1007/s11003-023-00665-7
14. *Role of nonmetallic inclusions in premature stress-corrosion fracture of drill pipes / E. I. Kryzhanovskiy, H. M. Nykyforchyn, O. Z. Student, H. V. Krechkovska, and I. I. Chudyk // Materials Science. – 2020. – 55, № 6. – P. 822–830. 10.1007/s11003-020-00375-4*
15. *Sensitivity of puddled steels to stress corrosion cracking and estimation of their state with using electrochemical parameters / G. Lesiuk, J. A. F. O. Correira, H. V. Krechkovska, G. Pekalski, A. M. P. de Jesus, and O. Student // Structural Integrity. – 2021. – 15, № 55. 10.1007/978-3-0303-43710-7*
16. *Case studies: structural, fractographic and mechanical aspects of the steels degradation of the hyperboloid gridshell towers / G. Lesiuk, J. A. F. O. Correira, H. V. Krechkovska, G. Pekalski, A. M. P. de Jesus, and O. Student // Structural Integrity. – 2021. – 15, № 95. 10.1007/978-3-030-43710-7_4*
17. *Insights into local corrosion induced by inclusions and thermodynamic stability of inclusions in oil-casing steel by zirconium treatment / R. Gao, L. Wang, F. Wang, S. Yang, C. Liu, and C. J. Chen // Corr. Sci. – 2023. – 227. – Article number: 111737. DOI:10.1016/j.corsci.2023.111737*
18. *Corrosion-active non-metallic inclusions in deposited metal from powder-coated 30Kh20MN wire under AN-26 flux / Y. M. Kuskov, M. M. Student, I. L. Bohaichuk, and T. V. Kaida // Materials Science. – 2023. – 58, № 4. DOI: 10.1007/s11003-023-00727-w*

Одержано 18.04.2024