

УДК 669.295:621.795

ВПЛИВ ПОПЕРЕДНЬОГО ОКСИДУВАННЯ НА КОРОЗІЙНУ ТРИВКІСТЬ ФЕРИТНО-МАРТЕНСИТНИХ СТАЛЕЙ У РОЗПЛАВІ СВИНЦЮ

О. І. ЯСЬКІВ, О. І. ЄЛІСЄВА, А. Я. ХАРХАЛІС, І. С. КУХАР

Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України, Львів

Досліджено вплив попереднього оксидування (800°C, 24 h) сталей феритно-мартенситного класу (конструкційної ЕП823 і дисперсійно зміцненої оксидами Fe–14Cr) на корозійну тривкість у кисневмісному розплаві свинцю ($10^{-6} \dots 10^{-7}$ wt.% O) під час витримки при 650°C упродовж 500 h. За витримки неоксидованих сталей у кисневмісному свинці на поверхні формується окалина з багатошаровою структурою: для сталі ЕП823 на основі шпінелі (Fe, Cr)₃O₄ зі збільшенням вмісту хрому в напрямку до матриці та острівковим утворенням на поверхні (Fe, Cr)₂O₃, а для дисперсійно зміцненої оксидами сталі – зі зовнішнього підшару магнетиту Fe₃O₄ та внутрішнього підшару Me₂O₃ (Me = Fe, Cr). Встановлено, що попереднє оксидування сталей призводить до інтенсифікації дифузії хрому до поверхні і сприяє формуванню оксидного шару на основі хромовмісної шпінелі Me₃O₄ (Me = Fe + Cr). Під час витримки оксидованих сталей у свинці виявлено структурну перебудову попередньо сформованих оксидних шарів: для сталі ЕП823 з (Fe, Cr)₃O₄ до Cr₂O₃, для дисперсійно зміцненої сталі – з (Cr, Fe)₃O₄ до (Cr, Fe)₂O₃.

Ключові слова: *феритно-мартенситні сталі, дисперсійно зміцнена сталь, оксидування, розплав свинцю, корозійна тривкість.*

Розплави важких металів (Pb, Bi та їх евтектична суміш) завдяки своїм ядерним і теплофізичним властивостям є кандидатними охолоджуючими середовищами для реакторів на швидких нейтронах і підкритичних гібридних систем, які керуються прискорювачем [1, 2].

Сталі феритно-мартенситного класу (на основі системи Fe–Cr) є перспективними матеріалами для тепловидільних збірниках, парогенераторів та конструктивних елементів насосів теплоносія у реакторах на швидких нейтронах. Поряд з традиційними конструкційними сталями феритно-мартенситного класу як перспективні матеріали розглядають дисперсійно зміцнені оксидами (ДЗО) феритно-мартенситні сталі, які забезпечують вищу межу робочих температур (до 700°C). Корозійна агресивність свинцю стосовно традиційних та нових конструкційних матеріалів залишається однією з ключових проблем сучасного реакторного матеріалознавства [3].

Серед способів вирішення завдань захисту сталей від корозії у свинцевих розплавах найефективнішим визнаний метод активного контролю вмісту кисню в розплаві, який полягає у підтримуванні певного вмісту кисню в рідкому металі ($\sim 10^{-5} \dots 10^{-7}$ wt.% O) для того, щоб сприяти утворенню на поверхні захисного оксидного шару на основі Me₃O₄ (Me = Fe, Cr), який запобігатиме контакту між металом і розплавом, безпосередньо в рідкому металі [4]. Однак такі покриття характеризуються нерівномірним ростом, є гетерогенними і містять тріщини між шарами субоксиду, тому можуть відшаровуватися в результаті механічного руй-

нування за динамічних умов або через зниження захисних властивостей у зв'язку з еволюцією фазово-структурного стану під час тривалих експозицій [5]. Сформувати оксидну плівку на основі елементів з вищою спорідненістю до кисню, ніж залізо (наприклад, Cr_2O_3) на сталях з 8...18 wt.% Cr безпосередньо з розплаву складно, оскільки розчинність хрому в розплавах важких металів висока [6] і, отже, слід очікувати конкуренції між розчиненням і окисненням сталі, коли концентрація кисню в розплаві є низькою ($C_{\text{O}} [\text{Pb}/\text{Pb}-\text{Bi}] \leq C_{\text{O}} [\text{Fe}_3\text{O}_4]$).

Іншим перспективним способом захисту сталей від дії розплавів є модифікація фазово-структурного стану поверхневого шару шляхом оксидування. Попереднє оксидування хромистих сталей дасть змогу уникнути небезпечної стадії високотемпературної взаємодії (550...650°C) незахищеної металевої поверхні з розплавом, який насичений киснем, коли домінує розчинення і відбувається інтенсивне формування подвійного оксиду на основі магнетиту. Попереднє оксидування сталей краще здійснювати в сухому кисні (або в кисневмісному розрідженому середовищі) для того, щоб уникнути утворення багатофазної плівки, а також за температур від 600°C, оскільки висока температура сприяє дифузії елементів, які володіють високою спорідненістю з киснем (Cr, Al, Si), до поверхні сталі і формуванню, таким чином, оксидного шару з кращими захисними властивостями [7]. Вища температура дає змогу також скоротити тривалість попереднього окислення [8].

Мета роботи – дослідити ефект попереднього оксидування феритно-мартенситної сталі ЕП823 (системи Fe–12Cr) і ДЗО сталі (системи Fe–14Cr) і його вплив на корозійну тривкість у кисневмісному розплаві свинцю.

Матеріали і методика. Зразки конструкційної феритно-мартенситної сталі ЕП823 (Fe–12Cr–Si–V) виготовлені з листового матеріалу розмірами 10×15×1 mm. Зразки дисперсійно зміцненої оксидами Ti_2O_3 феритної сталі Fe–14Cr–1,5W розмірами 10×3 mm надані Університетом науки і технологій (м. Пекін, Китай).

Перед дослідженнями всі зразки відполірували і термообробили у вакуумі при 1000°C упродовж 1 h для гомогенізації й зняття залишкових напружень. Частину зразків оксидували в атмосфері сухого повітря при 800°C упродовж 24 h.

Для контролю за вмістом кисню процедуру завантаження зразків у керамічний тигель виконали у барокамері, яка дозволяє працювати з високореактивними рідкими металами в нейтральній атмосфері аргону та оснащена засобами нагріву і зварювання. Залитий свинцем тигель помістили у захисну капсулу з нержавіючої сталі, яку зварили, розташували у печі і витримували за температури 650°C упродовж 500 h. Концентрація кисню у свинці – у межах 10^{-6} ... 10^{-7} wt.%.

Після витримки зразки виймали з розплаву і охолоджували для збереження стану оксидних плівок, які утворились після високотемпературної витримки. Залишковий свинець з поверхні видаляли з використанням суміші етанолу, оцтової кислоти і перекису водню (1:1:1) за кімнатної температури.

Розподіл елементів, морфологію та мікроструктуру поверхні досліджували на сканувальному електронному мікроскопі (Carl Zeiss AG – EVO 40 Series) з детектором для мікрорентгеноспектрального аналізу (EDX).

Рентгеноструктурний аналіз здійснювали з використанням дифрактометра з CuK_α -випромінюванням з фокусуванням трубки за методом Брегга–Брентано. Крок сканування – $0,05^\circ$ з витримкою у точці 5 s. Дифракційні профілі уточнювали методом Рітвельда з використанням програми FullProf [9].

Результати досліджень та їх обговорення. Характеристика попередньо оксидованих сталей. Колір поверхні попередньо оксидованих зразків змінюється від блискучого металевого для вихідних неоксидованих до тьмяного світло-сірого для ДЗО сталі і темно-сірого для сталі ЕП823.

Елементний аналіз попередньо окисдованих сталей наведений у таблиці. Для досліджуваних сталей спостерігали підвищення вмісту Cr порівняно з вихідним станом (дещо значніше для ДЗО сталі). Це свідчить про те, що окисдування інтенсифікує дифузію Cr до поверхні. Хром бере активну участь в оксидуванні, а оксидний шар формується на основі шпінелі (Cr, Fe)₃O₄.

Елементний аналіз попередньо окисдованих сталей (at.%/wt.%)

Сталь	Fe	Cr	O
EP823	53,69/36,38	23,39/17,02	18,05/42,70
ДЗО Fe-14Cr	27,44/16,21	35,57/22,57	26,34/54,31

Водночас рентгеноструктурний аналіз не виявив змін порівняно зі сталями у вихідному стані – зафіксовані лише лінії ОЦК-гратки заліза. Це свідчить про незначну товщину утвореного оксидного шару. Тому можна припустити, що виникнення оксиду на основі шпінелі під час попереднього окисдування перешкоджає дифузії катіонів і, таким чином, уповільнює окислення. Це узгоджується із загальною теорією високотемпературного окислення традиційних сталей у кисневмісних середовищах [10].

Корозійна поведінка сталей у вихідному стані в кисневмісному свинці. Зовнішній вигляд зразків у вихідному неокисдованому стані після витримки у свинці свідчить, що вони добре змочуються свинцем. Після його усунення поверхня сталі EP823 вкрита суцільним оксидним шаром темно-сірого кольору, а поверхня ДЗО сталі – переважно темно-синім шаром з темно-сірими ділянками. Істотних корозійних пошкоджень поверхонь не виявлено.

Рентгеноструктурний аналіз поверхонь сталей не показав рефлексів оксидів, що свідчить про незначну товщину оксидного шару.

Для вивчення фазового складу утворених під час витримки у свинці оксидів здійснювали електронний елементний мікроаналіз поверхні сталей. Він виявив, що за таких умов сталі окиснюються. На сталі EP823 спостерігали підвищений вміст Cr у складі оксидів, що свідчить про те, що хром бере участь в оксидуванні (рис. 1). Оксидний шар не є гомогенним, оскільки виявили ділянки з різним вмістом компонент оксидної фази: темні області, які займають меншу площу поверхні, можна ідентифікувати як (Fe, Cr)₂O₃ (рис. 1, область 1), тоді як решту поверхні, забарвлену світлішим відтінком, покриває оксид типу (Fe, Cr)₃O₄ (рис. 1, області 2, 3). Це дозволяє припустити, що існує пошарове формування багатопшарової плівки на основі магнетиту та гематиту.

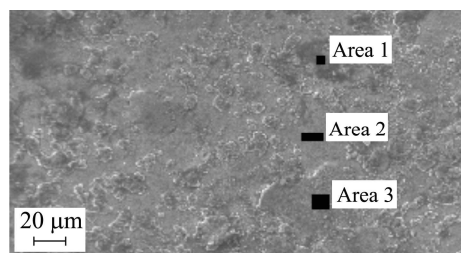
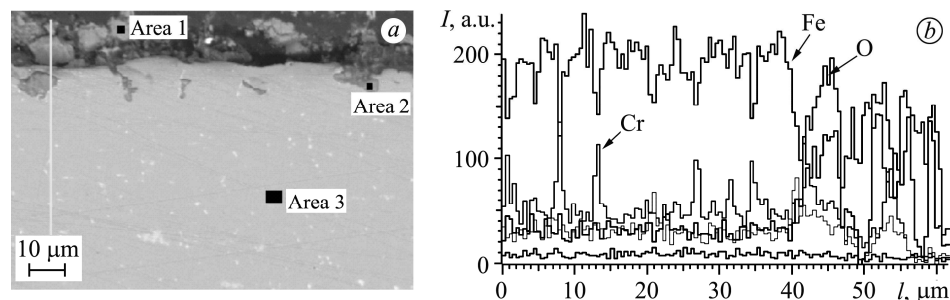


Рис. 1. Сканувальна електронна мікроскопія (СЕМ) поверхні та елементний аналіз сталі EP823 у вихідному стані після витримки у свинці при 650°C упродовж 500 h.

Fig. 1. Electron image (SEM) of the surface and composition of as-received EP823 steel after exposure to Pb at 650°C for 500 h.

Element	Area 1		Area 2		Area 3	
	at.%	wt.%	at.%	wt.%	at.%	wt.%
O K	27,60	56,62	17,16	41,56	12,79	33,46
Cr K	15,84	10,00	17,54	13,07	16,71	13,45
Fe K	48,78	28,68	59,17	41,05	64,17	48,06
Pb M	1,169	0,195	1,555	0,284	1,230	0,242
Oxide	(Fe _{~0,75} Cr _{~0,25}) ₂ O ₃		(Fe _{0,55} Cr _{0,45}) ₃ O ₄		(Fe _{0,55} Cr _{0,45}) ₃ O ₄	

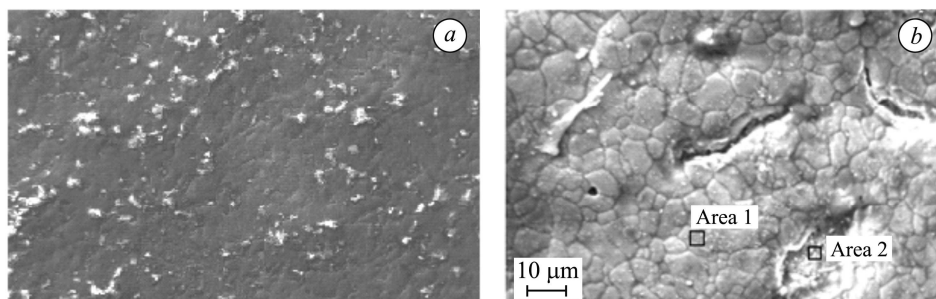
Електронний мікроаналіз поперечного перерізу сталі EP823 підтверджує двошарову структуру плівки (рис. 2). Як зовнішній, так і внутрішній підшари мають структуру шпінелі типу $(Fe, Cr)_3O_4$, проте відрізняються за вмістом хрому. Внутрішній, темно-сірий підшар, збагачений хромом (рис. 2, область 2), тоді як зовнішній – світло-сірого забарвлення – містить цього елемента майже удвічі менше (рис. 2, область 1). Імовірно, що хром концентрується і дифундує вздовж меж зерен, що відображається підвищенням його вмісту саме на них (рис. 2*b*).



Area 1			Area 2			Area 3		
Element	at. %	wt. %	Element	at. %	wt. %	Element	at. %	wt. %
O K	26,69	54,37	O K	26,36	54,13	O K	0,36	1,21
V K	0,52	0,33	Cr K	27,79	17,56	Cr K	10,88	11,29
Cr K	16,23	10,17	Fe K	37,92	22,31	Fe K	86,36	83,40
Fe K	52,87	30,85	Pb M	3,23	0,51	V K	0,58	0,62
Oxide	$(Fe_xCr_{x-1})_3O_4$		$(Fe_xCr_{x-1})_3O_4$			-		

Рис. 2. СЕМ шліфа у відбитих електронах (а) та розподіл елементів (b) сталі EP823 у вихідному стані після витримки у свинці при 650°C упродовж 500 h.

Fig. 2. Cross-section electron image (BSD) (a) and distribution of elements (b) in as-received sample of EP823 steel exposed to Pb at 650°C for 500 h.



Element	Area 1		Area 2	
	at. %	wt. %	at. %	wt. %
O K	53,20	24,92	59,97	33,25
Cr K	1,00	1,32	21,64	34,12
Fe K	45,73	72,65	17,12	27,93
Pb M	0,04	0,24	0,26	2,07

Рис. 3. СЕМ поверхні (а) та елементний аналіз (b) дисперсійно зміцненої сталі у вихідному стані після витримки у свинці при 650°C упродовж 500 h.

Fig. 3. SEM (a) of surface and elemental composition (b) of as-received oxide dispersion strengthened (ODS) Fe-14Cr steel after exposure to Pb at 650°C for 500 h.

Електронний елементний мікроаналіз поверхні ДЗО сталі показаний на рис. 3. Зовнішній підшар оксиду має зернисту структуру (рис. 3*a*). Беручи до уваги атомне співвідношення між киснем та залізом, а також низький вміст хрому

(рис. 3b, область 1), можна стверджувати, що це магнетит Fe_3O_4 . Світлі ділянки на рис. 3a – це міцно зчеплений з поверхнею залишковий свинець, який сегрегуюється вздовж меж зерен. Шар магнетиту покриває всю поверхню сталі, а на ньому виявлені тріщини (рис. 3b). Крізь такі дефекти видно внутрішній оксидний підшар, який сформований на основі $(Cr, Fe)_2O_3$ з переважаючим вмістом хрому (рис. 3b, область 2). Можна припустити, що існує одночасне формування та ріст структурно різних оксидів: назовні та всередину. Зовнішній оксид формується на основі магнетиту, а внутрішній – на основі Cr_2O_3 .

Таким чином, під час витримки у вихідному неоксидованому стані у кисневмісному свинці на поверхні сталей утворюється двошаровий оксидний шар: для конструкційної сталі EP823 на основі шпінелі $(Fe, Cr)_3O_4$ зі зменшенням вмісту хрому в напрямку до поверхні та острівковим утворенням на поверхні $(Fe, Cr)_2O_3$, а для дисперсійно зміцненої сталі – комбінації зовнішнього Fe_3O_4 і внутрішнього шару на основі $(Fe, Cr)_2O_3$.

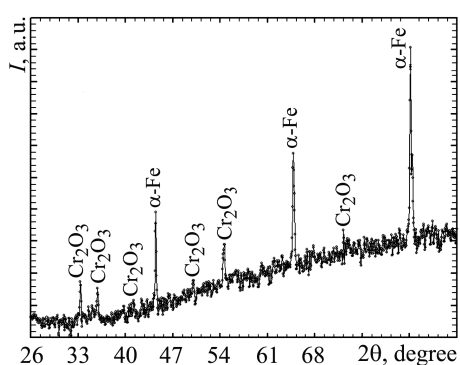


Рис. 4. Дифракційний спектр попередньо оксидованої сталі EP823 після витримки у свинці.

Fig. 4. XRD spectra of pre-oxidized EP823 steel after exposure to lead.

Корозійна поведінка попередньо оксидованих сталей у кисневмісному свинці.

Попередньо оксидовані сталі практично не змочуються розплавом свинцю. Дифракційний спектр поверхні сталі EP823 змінюється порівняно з вихідною поверхнею: зафіксовані рефлекси оксиду хрому Cr_2O_3 (рис. 4). Електронний мікроаналіз поверхні сталі EP823 показує, що оксидний шар суцільний, на поверхні відсутні тріщини та інші сліди корозійного пошкодження. Істотно підвищений вміст Cr і низький вміст Fe у складі оксиду підтверджує, що це оксид Cr_2O_3 . При цьому спостерігали неоднорідний ріст цього оксиду (рис. 5, області 1 і 2). Тобто

під час витримки у свинці відбувається структурна перебудова попередньо сформованого оксиду з $(Fe, Cr)_3O_4$ до Cr_2O_3 .

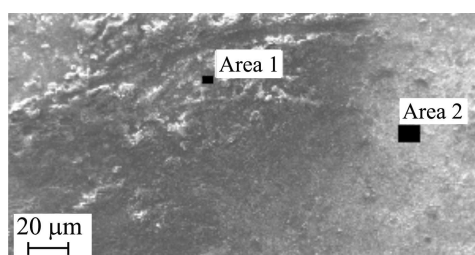


Рис. 5. SEM поверхні та елементний аналіз попередньо оксидованої сталі EP823 після витримки у свинці при 650°C упродовж 500 h.

Area 1		
Element	at. %	wt. %
O K	66,46	36,95
Cr K	28,71	51,86
Fe K	4,483	8,703
Pb M	0,343	2,474
Area 2		
Element	at. %	wt. %
O K	66,43	33,92
Cr K	25,37	42,09
Fe K	6,244	11,12
Pb M	1,941	12,85

Fig. 5. SEM of surface and composition of marked areas of pre-oxidized EP823 steel after exposure to Pb at 650°C for 500 h.

Електронний мікроаналіз поперечного перерізу сталі EP823, наведений на рис. 6, підтверджує багатшарову структуру окалини. Внутрішній підшар, який виділяється сірими областями і містить мінімальну кількість заліза, є, ймовірно, оксидом Cr_2O_3 (рис. 6, область 3). Наростання цього оксиду неоднорідне і сягає

глибини до 30 μm . Оскільки вміст Cr у верхній ділянці (рис. 6, область 1) оксидного шару майже у два рази нижчий, ніж у нижній (рис. 6, область 3), то це може бути оксид типу $(\text{Fe}_{0,55}\text{Cr}_{0,45})_2\text{O}_3$.

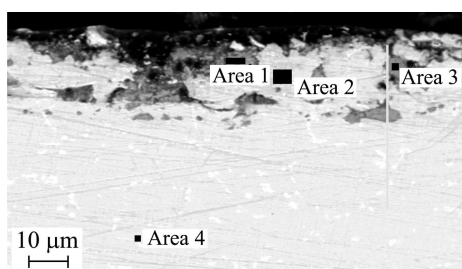


Рис. 6. СЕМ шліфа у відбитих електронах попередньо оксидованої сталі EP823 після витримки у свинці при 650°C упродовж 500 h.

Area 1			Area 2	
Element	at.%	wt.%	at.%	wt.%
O K	54,41	27,27	59,83	31,44
Cr K	22,32	36,36	34,84	59,52
Mn K	3,35	5,77	2,16	3,90
Fe K	13,42	23,47	1,78	3,27
Oxide	$(\text{Fe}_x\text{Cr}_{x-1})_2\text{O}_3$		Cr_2O_3	
Area 3			Area 4	
Element	at.%	wt.%	at.%	wt.%
Si K	3,46	1,79	3,30	1,70
Cr K	12,35	11,83	13,37	12,78
Fe K	82,12	84,45	83,33	85,52
VK	2,06	1,93	0,62	0,58
Material	$\alpha\text{-Fe}$		$\alpha\text{-Fe}$	

Fig. 6. Electron image (BSD) of pre-oxidized EP823 steel exposed to Pb at 650°C for 500 h.

Структура поверхні оксидного шару ДЗО сталі після витримки у свинці рельєфна, без значних пошкоджень (рис. 7). І верхній, і нижній оксидні підшари мають структуру оксиду $(\text{Cr,Fe})_2\text{O}_3$, верхній з майже еквівалентним вмістом Fe і Cr (рис. 7, область 2), а нижній з дещо вищим вмістом Fe і нижчим Cr (рис. 7, область 1). Це свідчить, що під час витримки у кисневмісному свинці відбувається фазово-структурна трансформація попередньо сформованого оксидного шару з $(\text{Cr,Fe})_3\text{O}_4$ до $(\text{Cr,Fe})_2\text{O}_3$.

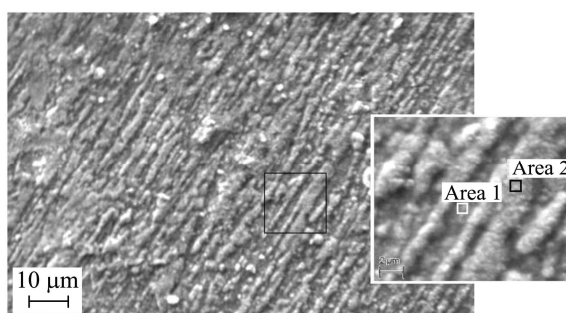


Рис. 7. СЕМ поверхні та елементний аналіз попередньо оксидованої дисперсійно зміцненої сталі після витримки у свинці при 650°C упродовж 500 h.

Fig. 7. SEM and composition of marked areas of pre-oxidized dispersion strengthened Fe-14Cr steel exposed to Pb at 650°C for 500 h.

Area 1		
Element	at.%	wt.%
O K	50,70	22,51
Cr K	19,00	26,16
Fe K	28,10	46,90
Pb M	0,35	2,00
Me_3O_4		
Area 2		
Element	at.%	wt.%
O K	59,39	30,51
Cr K	17,22	27,88
Fe K	20,42	34,56
Pb M	0,34	2,69
Me_2O_3 (Me = Fe + Cr)		

ВИСНОВКИ

Встановлено, що попереднє оксидування сталей феритно-мартенситного класу (конструкційної EP823 і дисперсійно зміцненої оксидами Fe-14Cr) призводить до інтенсифікації дифузії хрому до поверхні і сприяє формуванню оксидного шару на основі хромовмісної шпінелі Me_3O_4 (Me = Fe + Cr). Під час витримки сталей у вихідному неоксидованому стані у кисневмісному свинці на їх поверхні формується окалина з багатшаровою структурою: для сталі EP823 на основі шпінелі $(\text{Fe, Cr})_3\text{O}_4$ зі збільшенням вмісту хрому в напрямку до матриці та острівковим утворенням на поверхні $(\text{Fe, Cr})_2\text{O}_3$, а для ДЗО сталі – зі зовнішнього підшару магнетиту Fe_3O_4 та внутрішнього підшару Me_2O_3 (Me = Fe, Cr). Під час витримки у свинці відбувається структурна перебудова попередньо сформованих

оксидних шарів: для сталі EP823 з $(\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{O}_4$ до Cr_2O_3 , для дисперсійно зміцненої сталі – з $(\text{Cr}, \text{Fe})_3\text{O}_4$ до $(\text{Cr}, \text{Fe})_2\text{O}_3$.

РЕЗЮМЕ. Исследовано влияние предварительного оксидирования (800°C , 24 h) сталей ферритно-мартенситного класса (конструкционной ЭП823 и дисперсионно упрочненной оксидами Fe–14Cr) на коррозионную стойкость в кислородсодержащем расплаве свинца (10^{-6} ... 10^{-7} wt.%) при 650°C в течение 500 h. Во время выдержки неоксидированных сталей в свинце на поверхности формируется оксидный слой с многослойной структурой: для стали ЭП823 на основе шпинели $(\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{O}_4$ с увеличением количества хрома в направлении к матрице и несплошным формированием на поверхности $(\text{Fe}, \text{Cr})_2\text{O}_3$, а для дисперсионно упрочненной оксидами стали – из внешнего подслоя магнетита Fe_3O_4 и внутреннего подслоя Me_2O_3 (Me = Fe, Cr). Установлено, что предварительное оксидирование приводит к интенсификации диффузии хрома к поверхности и, следовательно, способствует формированию оксидного слоя на основе хромсодержащей шпинели Me_3O_4 (Me = Fe + Cr). Во время выдержки в свинце предварительно оксидированных сталей происходит структурная перестройка предварительно сформированных оксидных слоев: для стали ЭП823 с $(\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{O}_4$ к Cr_2O_3 , для дисперсионно упрочненной стали – с $(\text{Cr}, \text{Fe})_3\text{O}_4$ к $(\text{Cr}, \text{Fe})_2\text{O}_3$.

SUMMARY. The effect of preliminary oxidation (800°C , 24 h) of ferritic-martensitic steels (both structural EP900 and oxide dispersion strengthened Fe–14Cr) on corrosion resistance in an oxygen-saturated lead melt (10^{-6} ... 10^{-7} wt.%) at 650°C for 500 h has been investigated. During the exposure of non-oxidized steels to lead the oxide layer with a multilayered structure is formed on the surface: for steel EP823 it is based on spinel $(\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{O}_4$ with increasing amounts of chromium in a direction to the matrix and the formation of a discontinuous $(\text{Fe}, \text{Cr})_2\text{O}_3$ on the surface, and for ODS steel oxide – it is based on external sub-layer of magnetite Fe_3O_4 and an inner sub-layer of Me_2O_3 (Me = Fe, Cr). It is found that the preliminary oxidation leads to an intensification of the diffusion of chromium to the surface and hence promotes the formation of an oxide layer based on the chromium-containing spinel Me_3O_4 (Me = Fe + Cr). During exposure to lead of the oxidized steels the restructuring of the preformed oxide layers occurs, i.e. for EP823 steel from $(\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{O}_4$ to Cr_2O_3 , for ODS steel – from $(\text{Cr}, \text{Fe})_3\text{O}_4$ to $(\text{Cr}, \text{Fe})_2\text{O}_3$.

1. *Design of an Actinide Burning, Lead or Lead-Bismuth Cooled Reactor That Produces Low Cost Electricity* // INEEL/EXT-01-01376. MIT-ANP-PR-083. FY-01 Annual Report. Idaho National Engng and Environmental Laboratory Bechtel BWXT Idaho, LLC. – 2001. – 272 p.
2. *Comparative assessment of thermophysical and thermohydraulic characteristics of lead, lead-bismuth and sodium coolants for fast reactors* // IAEA-TECDOC-1289. – Vienna, 2002. – 72 p.
3. *Power reactors and sub-critical blanket systems with lead and lead-bismuth as coolant and/or target material* // IAEA-TECDOC-1348. – Vienna, 2003. – 224 p.
4. *Шматко Б. А., Русанов А. Е.* Оксидная защита металлов в расплавах свинца и висмута // Физ.-хим. механика материалов. – 2000. – **36**, № 5. – С. 49–58.
(*Shmatko B. A., Rusanov A. E.* Oxide protection of materials in melts of lead and bismuth // Materials Science. – 2000. – **36**, № 5. – P. 689–700.)
5. *Conception of operation of in-situ oxide coatings concerning liquid metal cooling systems* / O. Yeliseyeva, V. Tsisar, Ya. Matychak, V. Fedirko, T. Muroga, Z. Yao // Structural Materials for Innovative Nuclear Systems (SMINS). Workshop proc. – Germany: Karlsruhe, 2007. – P. 401–416.
6. *Ehrlich K.* Materials research towards a fusion reactor // Fusion Engineering and Design. – 2001. – **56–57**. – P. 71–82.
7. *Results of steel corrosion tests in flowing liquid Pb/Bi at 420–600°C after 2000 h* / G. Muller, A. Heinzl, J. Konys, G. Schumacher, A. Weisenburger, F. Zimmermann, V. Engelko, A. Rusanov, and V. Markov // J. Nuclear Materials. – 2002. – **301**. – P. 40–46.
8. *Corrosion of ODS steels in lead–bismuth eutectic* / P. Hosemann, H. T. Thau, A. L. Johnson, S. A. Maloy, and N. Li // J. Nuclear Materials. – 2008. – **373**. – P. 246–253.
9. *Rodriguez-Carvajal J.* Recent developments of the program FULLPROF // Commission on Powder Diffraction (IUCr). – Newsletter. – 2001. – **26**. – P. 12–19.
10. *Briks N., Meier G. H., and Pettit F. S.* Introduction to the high-temperature oxidation of metals. – New York: United States of America by Cambridge University Press, 2006. – P. 352.

Одержано 24.06.2015