

Раздел третий

КОНСТРУКЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ РЕАКТОРОВ НОВЫХ ПОКОЛЕНИЙ, РЕАКТОРОВ НА БЫСТРЫХ НЕЙТРОНАХ И ТЕРМОЯДЕРНЫХ УСТАНОВОК

УДК 669.295:621.795:620.193.199

МЕХАНІЧНІ ТА ВТОМНІ ВЛАСТИВОСТІ МАРТЕНСИТНОЇ СТАЛІ 20X13 ТА АУСТЕНІТНОЇ СТАЛІ 12X18H10T В УМОВАХ ВЗАЄМОДІЇ З РОЗПЛАВАМИ СВИНЦЮ ТА ЕВТЕКТИКИ СВИНЕЦЬ–ВІСМУТ

О.І. Яськів, В.М. Федірко

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

E-mail: oleh.yaskiv@ipm.lviv.ua

Вивчено вплив розплавів свинцю та евтектики свинець–вісмут на механічні та втомні властивості сталей 20X13 і 12X18H10T у температурному інтервалі 250...750 °С. Показано, що рідкометалеве середовище веде до зниження міцності сталі 20X13 на 10...20 % порівняно з вакуумом, причому з ростом температури ефект посилюється. Встановлено, що сталь 20X13 є схильною до рідкометалевого окрихчення в діапазоні температур 350...450 °С, яке більш суттєво проявляється в евтектиці свинець–вісмут. Механічні властивості сталі 12X18H10T слабо змінюються під впливом розплавів свинцю та евтектики. Встановлено, що рідкометалеве середовище сприяє суттєвому зниженню втомної довговічності сталей, причому розплав евтектики чинить більший негативний вплив.

ВСТУП

Реалізація проектів ядерних енергетичних установок (ЯЕУ) нового покоління передбачає вирішення матеріалознавчих і технологічних проблем щодо створення реакторних матеріалів [1–4]. Як основні конструкційні матеріали в ЯЕУ передбачають використовувати сталі аустенітного і феритно-мартенситного класів. Незважаючи на відому схильність сталей аустенітного класу (на основі системи Fe–Cr–Ni) до розвитку вакансійної пористості під час високотемпературного нейтронного опромінення, корпуси реакторів на швидких нейтронах та їх деякі внутрішньокорпусні деталі доцільніше виготовляти з цього матеріалу, який не потребує додаткової термічної обробки після зварювання [5]. Сталі феритно-мартенситного класу (на основі системи Fe–Cr) є перспективними матеріалами для твєлів, парогенераторів та конструктивних елементів насосів для теплоносія в реакторах на швидких нейтронах. Їм властиві високі термофізичні і механічні характеристики, прийнятна сумісність з основними охолоджувальними і розмножувальними середовищами, а також низька чутливість до розбухання і гелієвого окрихчення порівняно зі сталями аустенітного класу [6, 7].

Розплави важких металів (Pb, Bi та їх евтектична суміш Pb–Bi) завдяки своїм ядерним і теплофізичним властивостям є кандидатними охолоджувальними середовищами для реакторів на швидких нейтронах (типу БРЕСТ, СВБР, ИМБИР) [8], а також підкритичних гібридних систем, що керуються прискорювачем [9–11]. Однак такі середовища, внаслідок корозійної агресивності до сталей, особливо феритно-мартенситних класів, чинять серйозний ерозійно-корозійний вплив на конструкційні матеріали. Дану проблему можна вирішувати шляхом використання особливої технології свинцевого тепло-

носія, яка передбачає контроль за вмістом кисню у визначених межах, що сприяє утворенню на поверхні сталей захисних оксидних плівок [12].

Іншою серйозною загрозою, що виникає під час експлуатації ядерних установок, є рідкометалеве окрихчення (РМО), яке проявляється в погіршенні механічних властивостей конструкційних матеріалів при їх взаємодії (як короткочасній, так і довготривалій) з розплавами важких металів. На відміну від корозії дослідження впливу рідкометалевих середовищ на деградацію механічних властивостей сталей мають несистематичний характер, що ускладнює встановлення механізмів виникнення та поширення тріщин, характеру руйнування залежно від середовищ, температури експлуатації і не дає змоги достовірно передбачати різноманітні прояви взаємодії між рідким і твердим металами, а відтак, прогнозувати поведінку конструкційних матеріалів.

Слід враховувати, що реактори ділення та синтезу спроектовані для роботи за високих температур та складних циклічних навантажень. Відтак, механічні навантаження, які обов'язково присутні в робочій системі, сприятимуть зниженню довговічності конструкцій. Тому матеріали, з яких виготовляються мішені, повинні бути стійкими до прикладених циклічних навантажень. Хоча конструкція мішеней передбачає, що циклічні навантаження будуть нижчими за критичні для конкретного матеріалу, тим не менш, дослідження опору втомним навантаженням конструкційних матеріалів в умовах дії на них розплавів важких металів є необхідним етапом апробації нових матеріалів та конструкцій реакторних установок.

Дослідження адсорбційного впливу розплавів на механічні властивості твердих металів були започатковані у Фізико-механічному інституті ім. Г.В. Карпенка декілька десятиріч тому [13, 14]. Вагомим результатом цих досліджень стала фено-

менологічна модель РМО [15, 16], яка непогано узгоджується з експериментальними даними і до сьогодні залишається однією з найпереконливіших в описі цього явища. Незважаючи на це, вивчення науково-технологічних аспектів впливу свинцевих розплавів (Pb, Pb-Bi) на механічні властивості сталей феритно-мартенситного та аустенітного класів залишається актуальним для перспективного розвитку ядерних технологій в Україні та світі.

Метою даної роботи було встановити закономірності впливу розплавів свинцю та евтектики свинець-вісмут на механічні та втомні властивості сталі мартенситного та аустенітного класів.

1. МЕТОДИКА

Досліджували зразки сталей мартенситного 20X13 та аустенітного 12X18Н10Т класів з робочим перерізом 2 і 3 мм (для випробувань на розтяг та малоциклову втому відповідно), вирізані з листового матеріалу завтовшки 1 мм. Безпосередньо перед обробкою зразки промивали в бензині, ацетоні, спирті, а потім висушували. Технологічний припуск, який після штампування складає 1 мм на сторону, видаляли шліфуванням. Робочу частину зразків доводили до необхідних розмірів і якості поверхні в твердосплавних шаблонах шліфувальним папером з нульовим розміром абразивного зерна.

Перед випробуваннями зразки відпалювали у вакуумі при температурі 1050 °С впродовж 30 хв, щоб зняти напруження, які виникли під час їх виготовлення та полірування.

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

Для механічних випробувань використовували багатопозиційне обладнання для визначення механічних характеристик (міцність, пластичність, малоциклова втома) конструкційних матеріалів у газових (в тому числі, розріджених) і рідкометалевих середовищах у широкому температурному діапазоні (20...900 °С) з урахуванням впливу масштабного фактора.

Механічні випроботи за активного навантаження одновісним розтягом проводили на розривній машині Р-0.5 у вакуумі ($4 \cdot 10^{-2}$ Па) та в розплавах свинцю і евтектики свинець-вісмут. Швидкість деформації зразків складала $5 \cdot 10^{-4}$ с⁻¹. Діаграму розтягу отримували в координатах «видовження-навантаження». Щоб визначити механічні властивості в металевих розплавах,

використовували спецобладнання для роботи з рідкими металами (барокамера, устаткування для плавки і заливки рідкометалевих середовищ). Досліджували за кімнатної температури (20 °С) та в інтервалі температур 350...600 °С. Простір над зразками при випробуваннях у розплавах заповнювали спектрально чистим аргоном, парціальний тиск кисню в якому не перевищував $5 \cdot 10^{-3}$ мм рт. ст. Перед випробами зразки лудили свинцем та евтектикою для забезпечення кращого змочування металів.

Втомні властивості матеріалів вивчали визначаючи закономірності руйнування при циклічному деформуванні матеріалу в пружно-пластичній області (до 10^5 циклів). Досліди проводили при циклічному чистому згині, оскільки цей вид деформування забезпечує однорідність напруженого стану по всій робочій частині зразка [17]. Випробування зразків проводили на машині УМДУ-01 за амплітуд деформацій 0,3; 0,5; 0,8 та 1 % за кімнатної температури, а також за підвищених до 200, 300, 350 і 450 °С температур. При випробуваннях у розплавах металів об'єм камери заповнювали спектрально чистим аргоном. Випробування зразків без контакту з розплавами проводили в розрідженому вакуумному середовищі (до 10^{-5} мм рт. ст.).

2. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

2.1. ЗАКОНОМІРНОСТІ ВПЛИВУ РОЗПЛАВІВ СВИНЕЦЮ ТА ЕВТЕКТИКИ СВИНЕЦЬ-ВІСМУТ НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ СТАЛЕЙ

Сталь 20X13. Проаналізуємо зміну тимчасового опору руйнуванню сталі залежно від температури в різних середовищах. Випроботи в розплаві свинцю проводились у температурному інтервалі 350...600 °С. Границя міцності σ_0 за кімнатної температури (20 °С) складає 495 МПа. Нагрівання у вакуумі до температури 350 °С призводить до суттєвого зниження σ_0 (215 МПа). Подальше підвищення температури (до 600 °С) супроводжується зниженням σ_0 : за температури 600 °С її значення майже утричі менше, ніж за температури 350 °С (табл. 1).

Про характер впливу розплавів на міцність свідчать температурні залежності коефіцієнта K знеміцнення матеріалу в досліджуваних середовищах (рис. 1,а), який визначали як співвідношення границі міцності матеріалу в розплаві до границі міцності у вакуумі за відповідних температур: $K = \sigma_{Me} / \sigma_{vac}$.

Таблиця 1

Границі міцності та текучості сталі 20X13 у вакуумі та розплавах свинцю і евтектики

Середовище	Т, °С							
	20	300	350	400	450	500	550	600
	$\sigma_B / \sigma_{0,2}$, МПа							
Вакуум	495/350	–	215/155	205/128	179/120	172/105	–	93/75
Pb	–	–	214/150	186/145	178/105	135/110	106/87	82/70
Pb-Bi	–	160/137	200/150	187/148	180/146	140/110	115/65	83/63

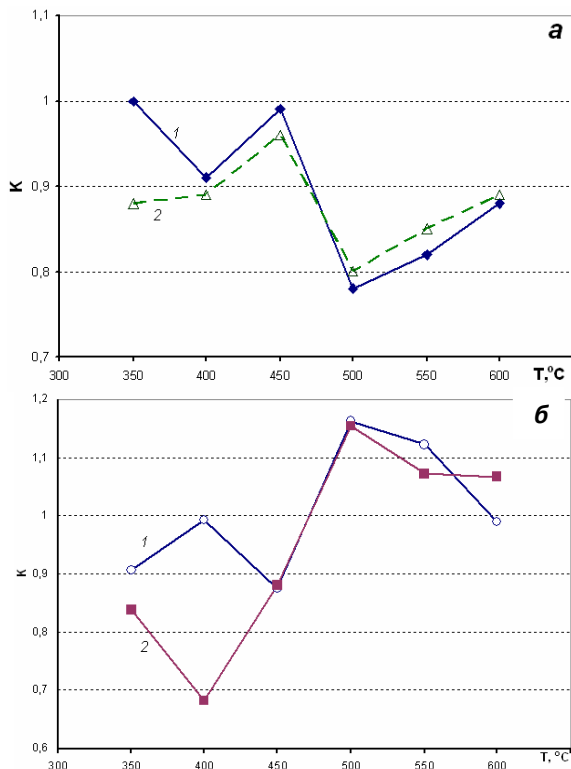


Рис. 1. Температурна залежність коефіцієнта K впливу середовища на границю міцності (а) та пластичність (б) сталі 20X13 у розплавах свинцю (1) та евтектики свинець-вісмут (2)

Середовище свинцю якісно не змінює температурну залежність границь міцності і текучості. За температур 350 і 450 °C границі міцності в розплаві та у вакуумі майже однакові (див. рис. 1,а, крива 1). За температури 400 °C σ_0 знижується на 8 % порівняно з вакуумом. Максимальне її зниження в розплаві свинцю (до 25 %) спостерігали в інтервалі температур 500...600 °C.

Випроби в розплаві евтектики Pb–Bi проводились у температурному інтервалі 300...600 °C. Залежності границь міцності і текучості матеріалу від температури майже аналогічні до отриманих у свинці (див. табл. 1). Мінімальне зниження границі міцності має місце за температури 450 °C. За інших досліджуваних температур спостерігали суттєвіше зниження σ_0 – на 11...12 % за температур 350 і 400 °C і на 11...20 % в інтервалі 500...600 °C (див. рис. 1,а, крива 2).

Ці результати свідчать про те, що досліджувані рідкометалеві середовища сприяють знеміцненню сталі 20X13 порівняно з вакуумом.

Проаналізуємо зміну відносного видовження матеріалу залежно від температури в різних середовищах (табл. 2). За кімнатної температури відносне видовження матеріалу δ становить 13,4 %. З підвищенням температури пластичність сталі після випробувань у вакуумі суттєво падає: за 350 °C δ становить ~9,7 %. Підвищення температури до 400 °C майже не впливає на деформаційну здатність матеріалу. Незначне зниження відносного видовження (до 9,1 %) має місце за температури 450 °C. Подальше підвищення температури зумовлює поступове відновлення та зростання деформаційної здатності сталі: при 600 °C пластичність становить вже 11,2 %. Проте значення, властиві матеріалу за кімнатної температури, у досліджуваному інтервалі температур не досягаються.

Проаналізуємо фрактограми поверхонь руйнування сталі 20X13 у вакуумі, наведені на рис. 2. У центральній зоні має місце утворення та коагуляція пустот, що призводить до формування на поверхні зламу ямкової мікроструктури – з глибокими чашками та сіткою високих гребенів (див. рис. 2,а). На ділянках, що прилягають до поверхні зразків, видно численні в'язкі гребені за практично відсутніх крихких фасеток сколювання (див. рис. 2,б). Це свідчить, що руйнування відбувається за в'язким механізмом.

Таблиця 2

Відносне видовження сталі 20X13 у вакуумі та розплавах свинцю і евтектики

Середовище	T, °C							
	20	300	350	400	450	500	550	600
	δ , %							
Вакуум	13,4	–	9,7	9,6	9,1	9,9	–	11,2
Pb	–	–	8,7	9,5	8,0	11,5	12,1	11,1
Pb-Bi	–	9,4	8,1	6,6	8,0	11,6	12,2	9,6

Температурні залежності коефіцієнта K впливу розплавів на відносну зміну пластичності наведені на рис. 1,б. У температурному інтервалі 350...450 °C відносне видовження в розплаві свинцю є нижче, ніж після випробувань у вакуумі (див. рис. 1,б, крива 1). Зокрема, за температури 450 °C має місце зменшення δ (з 9,1 до 8 %, див. табл. 2), що становить 11 % зниження пластичності порівняно з отриманим у вакуумі. Це може бути проявом рідкометалевого окрихчення. З подальшим підвищенням температури пластичність

відновлюється швидше, ніж за вакуумного середовища (максимальне δ за 550 °C становить 12,1 %). Лише за температури 600 °C пластичність зразків у вакуумі та свинці стає практично однаковою.

Випробування сталі 20X13 в розплаві евтектики свинець-вісмут дали дещо інші результати. Зберігається закономірність зниження відносного видовження з підвищенням температури (див. табл. 2).

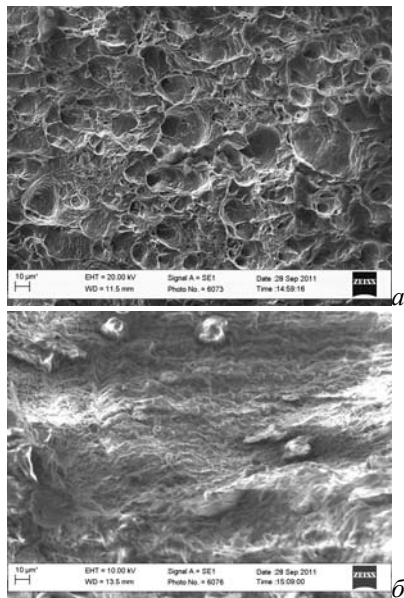


Рис. 2. Сканувальна електронна фрактографія зламу сталі 20X13 після розриву у вакуумі за температури 350 °C у центральній зоні (а) і при поверхні (б)

Проте на відміну від випробувань у свинці, найістотніше зниження відносного видовження в евтектиці має місце в інтервалі температур 350...400 °C (див. рис. 1,б, крива 2): за 400 °C δ

досягає мінімального значення (6,6 %), що становить 30 % зниження порівняно з випробуванням у вакуумі. Далі (від температури 450 °C) відбувається підвищення деформаційної здатності металу, і δ в інтервалі 450...600 °C стає майже ідентичною до того, що й у розплаві свинцю.

Дані результати свідчать, що в інтервалі температур 350...450 °C у розплавах Pb та Pb–Bi має місце окрихчення сталі 20X13 і його прояв більш істотний в евтектиці (за температур 350 і 400 °C), ніж у свинці (за температур 350 і 450 °C).

Аналізи діаграм розтягу зразків сталі 20X13 у вакуумі та свинцевих розплавах підтверджують вищевикладені закономірності (рис. 3). Зокрема, розтяг у вакуумі за характерних температур (350, 400 і 500 °C) виявляє в'язкий характер та значні енергозатрати на руйнування матеріалу (площа кривої після досягнення границі міцності). У розплаві свинцю за цих температур зберігається в'язкий характер руйнування. У розплаві евтектики, за винятком 500 °C, зразки руйнуються за менших деформацій (див. рис.3 а,б). Причому різкий обрив кривих розтягу за цих умов свідчить про незначну енергоємність розвитку тріщини у вказаному температурному інтервалі, а відтак, про крихкий або ж комбінований в'язко-крихкий механізм руйнування. За температур понад 450 °C здатність до пластичного деформування сталі в розплаві евтектики відновлюється (див. рис. 3,в).

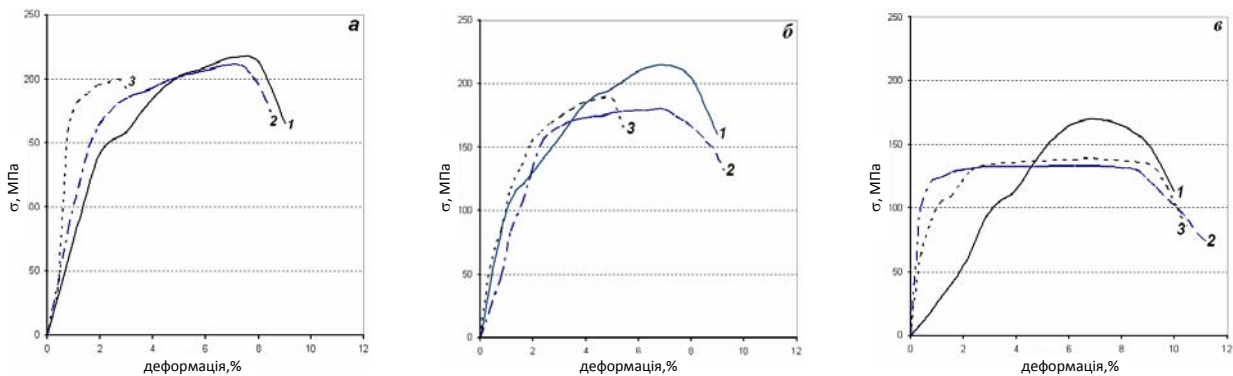


Рис. 3. Діаграми одновісного розтягу зразків сталі 20X13 у вакуумі (1), свинці (2) та евтектиці свинець–вісмут (3) за температур 350 (а), 400 (б) і 500 °C (в)

Фрактографічний аналіз поверхонь зламів зразків після розриву в розплаві евтектики свинець–вісмут підтверджує в'язко-крихкий перехід у характері руйнування. У приповерхневій зоні зламів, отриманих за температур 350 та 400 °C, помітні гладкі фасетки (рис. 4,а), а також віялоподібний візерунок, утворений поверхнями

відколонування (див. рис. 4,б). Це свідчить, що в даному середовищі мав місце крихкий характер руйнування або ж його поєднання з в'язким. Підвищення температури (до 500 °C) змінює характер руйнування з крихкого на в'язкий – на поверхні зламів з'являються численні глибокі ямки (див. рис. 4,в).

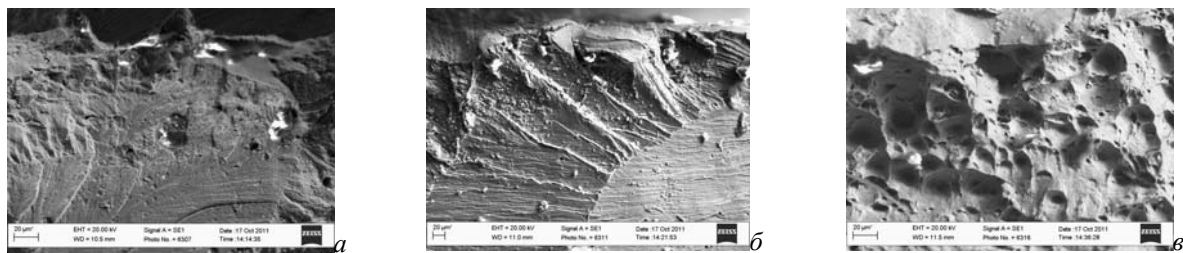


Рис. 4. Сканувальна електронна фрактографія зламу сталі 20X13 після розриву в розплаві евтектики свинець–вісмут за температури 350 (а); 400 (б); 500 °C (в)

Сталь 12X18H10T. Проаналізуємо зміну тимчасового опору руйнуванню зразків залежно від температури в різних середовищах. Границя міцності сталі 12X18H10T за кімнатної температури (20 °C) складає 1450 МПа. Нагрівання у вакуумі до температури 350 °C призводить до суттєвого

зниження σ_b (820 МПа). В інтервалі температур 350...550 °C зниження міцності матеріалу незначне (табл. 3). Проте при вищих температурах спостерігається подальше зменшення сталі: за 650 °C майже утричі, а за 750 °C майже у п'ятеро.

Таблиця 3

Границі міцності та текучості сталі 12X18H10T у вакуумі та розплавах свинцю і евтектики

Середовище	T, °C							
	20	250	350	400	450	550	650	750
	$\sigma_b/\sigma_{0,2}$, МПа							
Вакуум	1450/920	–	830/470	–	820/435	780/600	510/400	280/265
Pb	–	–	875/700	815/540	785/425	720/450	460/385	260/250
Pb–Bi	–	760/580	830/490	–	790/460	710/530	475/410	235/230

Таблиця 4

Відносне видовження сталі 12X18H10T у вакуумі та розплавах свинцю і евтектики

Середовище	T, °C							
	20	250	350	400	450	550	650	750
	δ , %							
Вакуум	31,5	–	16,9	–	16,7	15,1	19,5	26,9
Pb	–	–	15,0	15,5	16,0	15,1	24,1	36,0
Pb–Bi	–	16,3	16,1	–	15,0	15,1	22,6	31,0

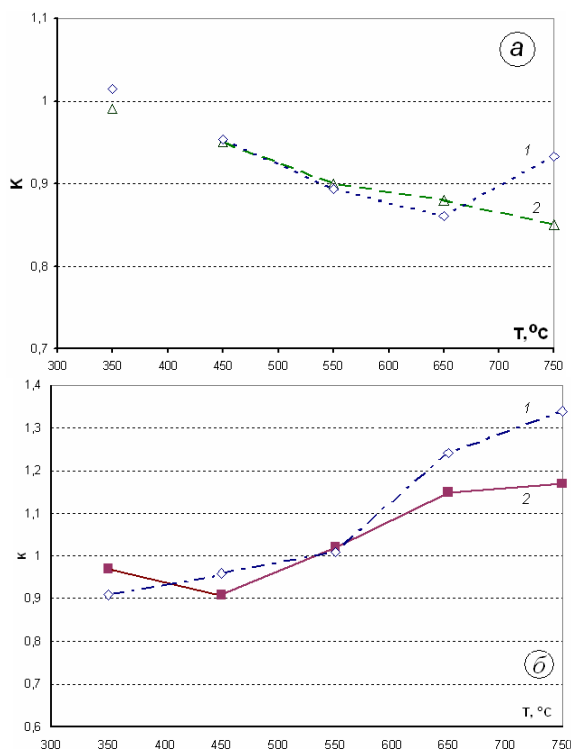


Рис. 5. Температурні залежності зміни коефіцієнта K впливу середовища на границю міцності (а) і пластичність (б) сталі 12X18H10T у розплавах Pb (1) і Pb–Bi (2)

Аналіз температурних залежностей коефіцієнтів впливу розплавів важких металів на границю міцності (рис. 5,а) свідчить, що з ростом температури має місце поступове зменшення матеріалу.

Проаналізуємо зміну відносного видовження сталі залежно від температури в різних середовищах (табл. 4). Пластичність даного матеріалу у вихідному стані за кімнатної температури складає 31,5 %. У вакуумі підвищення температури до 350 °C веде до зниження δ майже удвічі. У діапазоні температур 350...550 °C δ змінюється несуттєво. При вищих температурах відбувається стрімке відновлення пластичності матеріалу та подальший ріст δ .

Фрактографія поверхонь зламу зразків у вакуумному середовищі приведена на рис. 6. Бачимо характерний для в'язкого руйнування рельєф зламу, який утворюється сукупністю ямок (див. рис. 6, а,б). Глибина ямок, яка характеризує розміри області інтенсивного пластичного деформування, достатньо значна. Ямки на поверхні в'язкого зламу, вірогідно, є результатом утворення, росту та об'єднання багатьох мікропор (тріщин) [18]. На поверхні зруйнованих стінок, а також на дні ямок можна спостерігати лінії (сліди площин) ковзання, які утворилися при пластичному деформуванні зразків перед руйнуванням (див. рис. 6,в).

Випробування в розплавах свинцю та евтектики демонструють схожі закономірності в зміні пластичності сталі: зниження відносного видовження при підвищенні температури та його поступове зростання з підвищенням температури до 550 °C (див. табл. 4). За вищих температур (600...750 °C) відносне видовження матеріалу перевищує значення, отримані у вакуумі. Аналіз температурної зміни коефіцієнта впливу середовища (див. рис. 5,б) показує, що позитивний ефект (у порівнянні з вакуумом) починається з температури

550 °С. Тобто, в розплавах важких металів деформаційна здатність сталі за високих температур посилюється. Незначне зниження пластичності в порівнянні з вакуумом, яке має місце в діапазоні

температур 250...450 °С, не дозволяє робити висновок про суттєвий окрихувальний ефект свинцевих розплавів на даний матеріал.

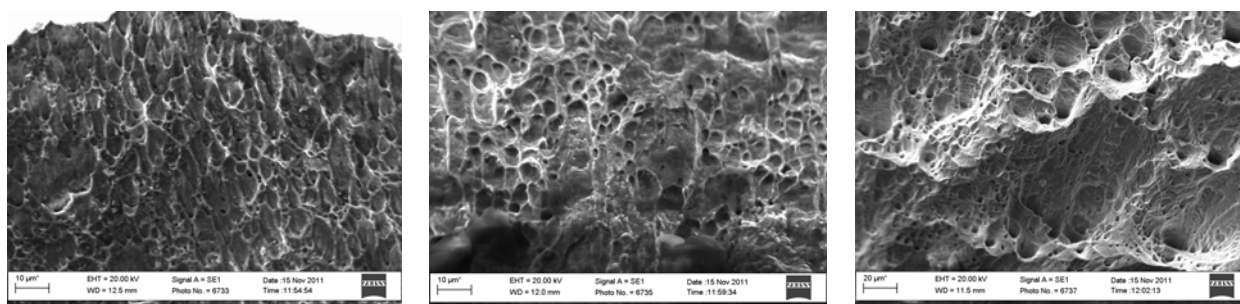


Рис. 6. Сканувальна електронна фрактографія зламу сталі 12X18H10T після розриву у вакуумі за температур 20 °С (а), 450 °С (б), 650 °С (в); $\times 1000$ (а, б), $\times 500$ (в)

Фрактографічний аналіз поверхонь зламів підтверджує, що розплави свинцю та евтектики свинець–вісмут не змінюють в'язкого характеру руйнування аустенітної сталі (рис. 7).

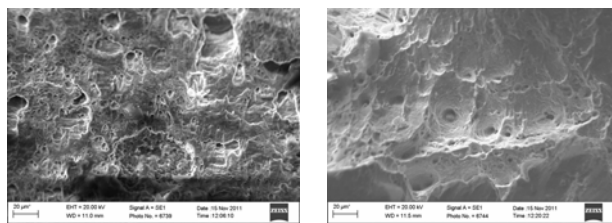


Рис. 7. SEM-фрактографія зламу сталі 12X18H10T після розриву в розплаві евтектики свинець–вісмут за температур 250 (а), 650 °С (б); $\times 500$

На поверхні зламів присутні характерні для в'язкого руйнування чашки з глибокими ямками. Характерних для крихкого руйнування гладких

поверхонь зламу, струмкоподібного візерунка, що утворюються сходинками на поверхні зламу, а також фасеток сколювання, не спостерігається.

Відтак, отримані залежності зміни відносного видовження не дозволяють стверджувати про наявність окрихувального впливу рідкометалевого середовища на сталь аустенітного класу 12X18H10T.

Аналіз діаграм розтягу зразків сталі 12X18H10T у вакуумі та свинцевих розплавах підтверджують вищевикладені закономірності. Як видно з рис. 8, а, усі криві вказують на в'язкий характер руйнування та значну енергію, необхідну для розвитку тріщини до руйнування матеріалу. Суттєве зменшення матеріалу з одночасним зростанням здатності до деформування починається від температури 650 °С. Розтяг зразків у розплавах свинцю та евтектики свинець–вісмут не змінює в'язкого характеру деформування (див. рис. 8,б,в).

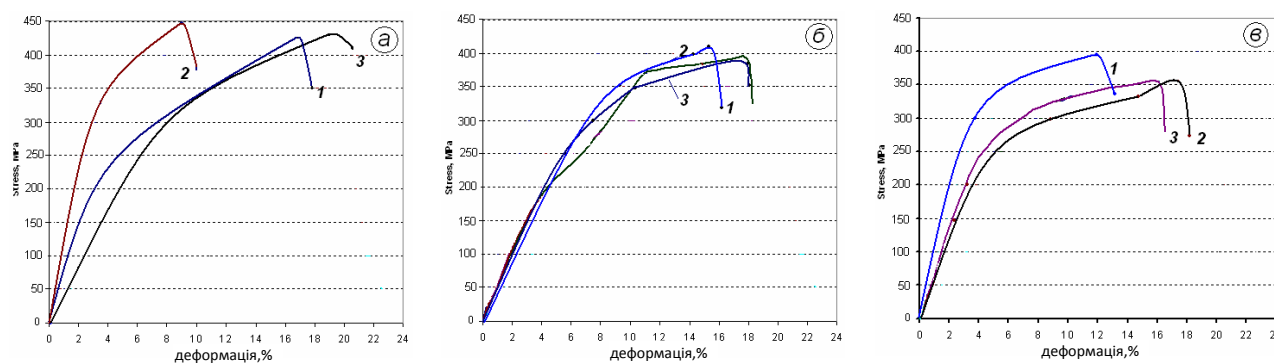


Рис. 8. Діаграми одновісного розтягу зразків сталі 12X18H10T у вакуумі (1), свинці (2) та евтектиці свинець–вісмут (3) за температури 350 (а), 450 (б) і 550 °С (в)

2.2. ЗАКОНОМІРНОСТІ ВПЛИВУ РОЗПЛАВІВ СВИНЕЦЮ ТА ЕВТЕКТИКИ СВИНЕЦЬ–ВІСМУТ НА ВТОМУ ДОВГОВІЧНІСТЬ СТАЛЕЙ

Сталь 20X13. За кімнатної температури амплітуда деформації при циклічному навантаженні складала 0,3; 0,5; 0,8 та 1,0 %. За найменшої

амплітуди деформації 0,3 % кількість циклів до руйнування перевищила діапазон малоциклової втоми (понад 130000 циклів), що свідчить про високу витривалість сталі до незначних циклічних навантажень. За вищої амплітуди деформації (0,5 %) середня кількість циклів до руйнування складала 13050. Подальше збільшення амплітуди деформації

веде до зниження втомної довговічності матеріалу: майже в п'ять разів при 0,8 % (2886 циклів) та майже в дев'ять разів (1588 циклів) при 1,0 %.

Фрактографічний аналіз зразків за кімнатної температури свідчить про крихко-в'язкий характер руйнування матеріалу (рис. 9). Спостерігається поєднання волокнистої структури зламу та крихких фасеток сколювання. Має місце утворення вторинних тріщин (субмікротріщин) вздовж границь кристалітів та перпендикулярно магистральній тріщині. Крок втомних борідок зі збільшенням амплітуди деформації зростає.

Підвищення температури веде до зростання

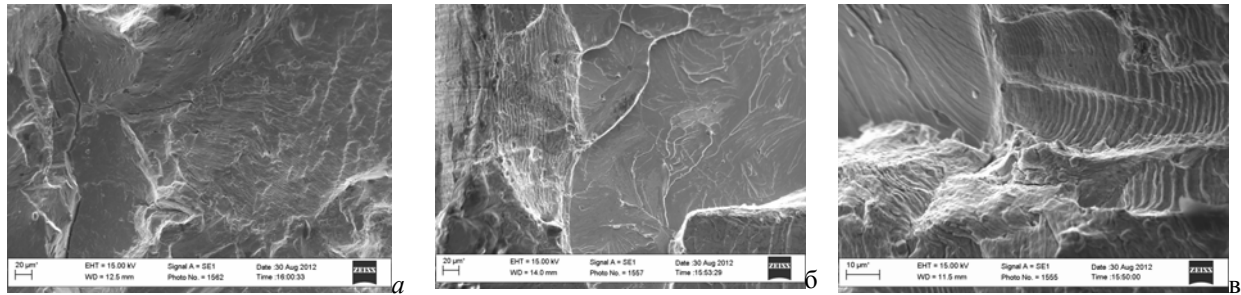


Рис. 9. Фрактограми поверхонь зламів сталі 20X13 після втомних випробувань

у вакуумі за температури 20 °С: а – деформація 0,5 %, $\times 250$; б – 0,8 %, $\times 250$; в – 1,0 %, $\times 1000$

Фрактографічний аналіз показує, що доля в'язкої складової в структурі зламу зростає (рис. 10): проявляється річковий візерунок, а фасетки крихкого сколювання відсутні.

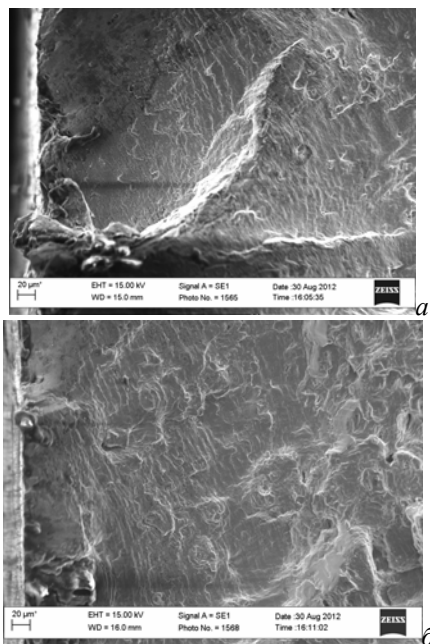


Рис. 10. Фрактограми поверхонь зламів сталі 20X13 після втомних випробувань у вакуумі за температури 350 °С: а – деформація 0,8 %; б – 1,0 %, $\times 250$

У розплаві свинцю експеримент проводили за температур 350 і 450 °С та амплітуд деформації 0,5; 0,8 та 1,0 %. Як видно з рис. 11 (крива 3), за середніх та високих амплітуд деформації свинцеві розплави вкрай негативно впливають на втомну довговічність сталі в порівнянні з випробуваннями у вакуумі. За

опору втомі матеріалу. Так, за амплітуди деформації 0,5 % кількість циклів до руйнування виходить за межі малоциклової області (понад 105 000), тобто в порівнянні з кімнатною температурою має місце зростання кількості циклів до руйнування на порядок. За амплітуди деформації 0,8 % кількість циклів складає 32440, що також більш ніж на порядок вище, ніж за кімнатної температури. За максимальної амплітуди деформації 1,0 % зберігається збільшення кількості циклів до руйнування, проте менш істотне (у три рази: до 5920).

температури розплаву 350 °С та максимальної амплітуди деформації 1,0 % кількість циклів до руйнування катастрофічно знижується майже в 50 разів (90 проти 5920 циклів). За нижчої амплітуди деформації 0,8 % зниження втомної довговічності ще суттєвіше: більше, ніж на два порядки (300 проти 32470 циклів). Проте за меншій деформації 0,5 % втомна довговічність матеріалу в розплаві суттєво вища, і зразок розривається після 55300 циклів. Це перевищує показники сталі при кімнатній температурі, коли зразок розірвався після 13050 циклів, проте нижче, ніж при аналогічній температурі у вакуумі, коли зразок вийшов за межі малоциклової втоми, не розірвавшись.

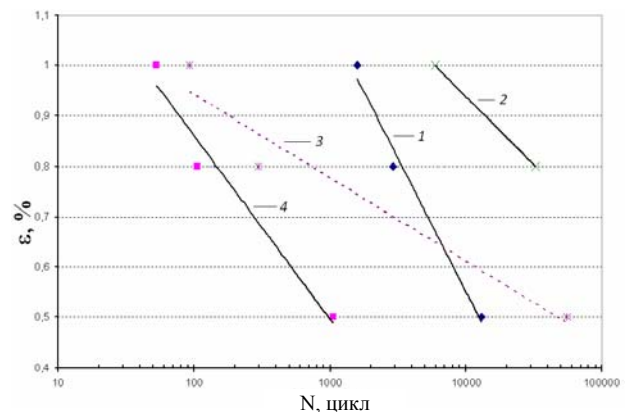


Рис. 11. Кількість циклів до руйнування сталі 20X13 залежно від амплітуди деформації: 1 – $T=20$ °С; 2 – вакуум, $T=350$ °С; 3 – Pb, $T=350$ °С; 4 – Pb-Bi, $T=350$ °С

Подальше підвищення температури розплаву до 450 °С веде до зміни характеру впливу середовища на втомну довговічність. Зокрема, за амплітуди деформації 0,8 % зразок ламається за середньої

кількості циклів 9500. Це свідчить, що відбувається підвищення опірності втомі в порівнянні як з свинцевим розплавом за температури 350 °С (300 циклів), так і з вакуумним середовищем за такої ж температури (6550 цикли). Таку відмінність у поведінці за різних температур можна пов'язувати з проявом рідкометалевого окрихчення, яке має місце саме в околі температури 350 °С, і його послабленням при вищих температурах.

У розплаві евтектики свинець–вісмут експеримент проводили за температур 200, 350 і 450 °С та амплітуд деформації 0,5; 0,8 та 1,0 %. Як видно з рис. 11 (крива 4), розплав евтектики чинить більш негативний вплив на втомні властивості сталі 20Х13, ніж свинцю. При температурі 350 °С за максимальної амплітуди деформації 1,0 % зразки руйнуються за майже вдвічі меншу кількість циклів, ніж у свинці та на два порядки меншу кількість циклів, ніж у вакуумі. Схожі тенденції мають місце і за менших амплітуд деформації. Зазначимо, що за вищої температури розплаву 450 °С не відбувається відновлення втомних властивостей матеріалу, як це мало місце в свинцевому розплаві: спостерігається лише несуттєве зростання кількості циклів до руйнування в порівнянні з температурою 350 °С (135 проти 110 циклів), але це у 50...80 разів менше, ніж у вакуумі чи свинці. За нижчої температури розплаву 200 °С втомна довговічність в 1,5 рази вища, ніж за вищої температури, проте в порівнянні з вакуумом залишається значно нижчою.

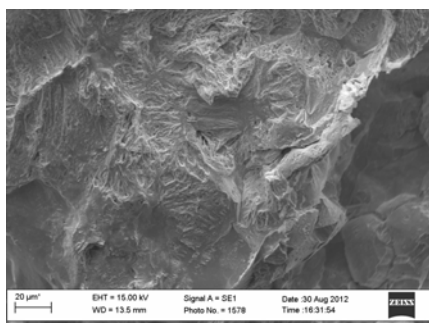


Рис. 12. Фрактограма поверхні зламу сталі 20Х13 після втомних випробувань у Рb–Ві за температури 350 °С та амплітуди деформації 0,5 %, $\times 500$

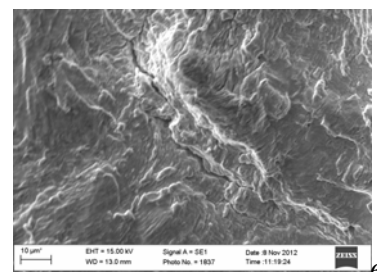
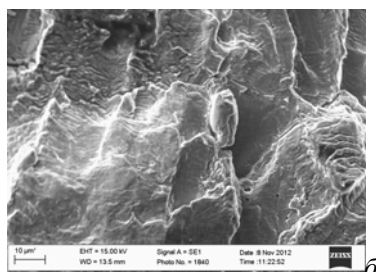
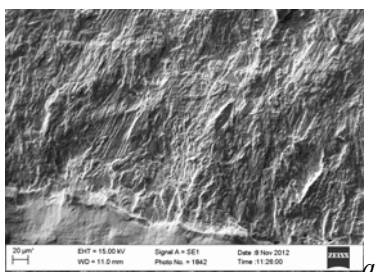


Рис. 13. Фрактограми поверхонь зламів сталі 12Х18Н10Т після втомних випробувань у вакуумі за амплітуди деформації 0,8 %: а – 20 °С, $\times 250$; б – 300 °С, $\times 1000$; в – 450 °С, $\times 1000$

З підвищенням температури картина чистого в'язкого зламу стає ще чіткішою: виразніше проявляється тонка волокниста структура поверхні зламу, причому напрямок волокон переважно співпадає з напрямком магістрального розвитку

Слід зазначити, що фрактографічний аналіз поверхонь руйнування після випробувань як у свинці, так і в евтектиці ускладнений залишковим застиглим розплавом на поверхнях зламу, що суттєво приховує його реальну структуру. Деяку інформацію можна отримати з аналізу поверхні зламу зразка за амплітуди деформації 0,5 % за температури евтектики 350 °С (рис. 12).

Можна бачити фасетки сколювання, що практично повторюють зернограничну структуру матеріалу і свідчать про крихкий механізм руйнування.

Сталь 12Х18Н10Т. Під час випробувань за кімнатної температури амплітуда деформацій складала 0,8 та 1,0 %. Середня кількість циклів до руйнування за деформації 0,8 % на базі чотирьох зразків складала 48990 циклів. При підвищенні амплітуди деформації до 1 % кількість циклів до руйнування знижується майже в чотири рази – до 12560 циклів.

Підвищення температури середовища до 300 °С за амплітуди деформації 0,8 % веде до незначного збільшення кількості циклів до руйнування в порівнянні з кімнатною температурою: 58780 циклів, а до 450 °С – до більш суттєвого зростання: 71490 циклів. Тоді як підвищення температури середовища до 350 °С за амплітуди деформації 1 % веде до зростання кількості циклів до руйнування майже удвічі в порівнянні з кімнатною температурою: 25250 проти 12560 циклів. З цього можна зробити висновок, що за більшої амплітуди деформації ефект підвищення втомної довговічності для даної сталі з ростом температури середовища посилюється.

Проаналізуємо фрактографічні дослідження після втомного руйнування. На рис. 13 представлені фрактограми поверхонь руйнування сталі 12Х18Н10Т після втомного руйнування у вакуумному середовищі за кімнатної (20 °С) та підвищених до 300 і 450 °С температур.

З них можна побачити, що руйнування має в'язкий характер. На фрактограмах за усіх температур помітні характерні втомні борідки.

тріщини. Руйнування зразка має транскристалітний характер. Зростає кількість деформаційних гребенів, що свідчить про розм'якшення матеріалу в порівнянні з кімнатною температурою. Додатково до магістральної тріщини розвиваються вторинні

тріщини (субтріщини). Розвиток однієї з субтріщин вздовж деформаційного гребеня і перпендикулярно до магістральної тріщини добре видно на рис. 13,в.

Про вплив температури на зміну механізму втомного руйнування можна судити з порівняння поверхонь зламу за амплітуди деформації 1,0 % за кімнатної та підвищеної до 350 °С температур (рис. 14). Має місце істотне зростання в'язких деформаційних гребенів з ростом температури. В основному поверхні зламів складаються з великих, відносно плоских ділянок з великою кількістю переривчастих викривлених смуг, які свідчать про пластичну деформацію. В міру просування тріщини до центра зразка густина цих смуг збільшується.

Руйнування зберігає в основному транскристалітний характер, хоча помітні мікротріщини вздовж границь зерен (див. рис. 14,а) можуть свідчити і про присутність міжкристалітної складової руйнування.

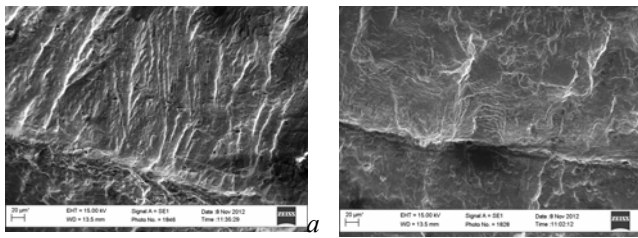


Рис. 14. Фрактограми зламів сталі 12X18H10T після втомних випробувань у вакуумі за амплітуди деформації 1,0 %: а – 20 °С; б – 350 °С, $\times 250$

У розплаві свинцю експеримент проводили за температури 350 °С та амплітуд деформації 0,3; 0,5; 0,8 та 1,0 %. Як видно з рис. 15, середовище свинцевого розплаву негативно впливає на втомну довговічність сталі.

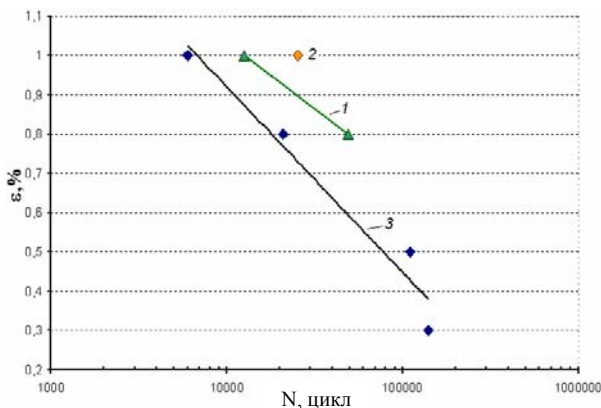


Рис. 15. Кількість циклів до руйнування сталі 12X18H10T залежно від амплітуди деформації: 1 – T=20 °С; 2 – вакуум, T=350 °С; 3 – Pb, T=350 °С

За максимальної амплітуди деформації 1,0 % кількість циклів до руйнування знижується майже в чотири рази в порівнянні з випробуваннями у вакуумі (6700 проти 25250 циклів). За нижчої амплітуди деформації 0,8 % також має місце зниження втомної довговічності, проте менш суттєве: трохи менше, ніж у три рази (20970 проти 58780 циклів). Слід зазначити, що кількість циклів до руйнування в свинцевому розплаві знижується

майже удвічі порівняно з кімнатною температурою (тобто з ростом температури), тоді як випробування у вакуумі показали, що з ростом температури втомна довговічність сталі зростає. Зменшення амплітуди деформації до 0,5 та 0,3 % виводить експеримент за межі інтервалу малоциклової втоми: кількість циклів без руйнування зразків у розплаві свинцю досягала 135 000 циклів. Це свідчить, що за невеликих знакозмінних навантажень дана сталь може працювати тривалий термін у розплаві свинцю за підвищеної температури.

Фрактографічний аналіз поверхонь зламів зразків, навантажуваних у свинці, підтверджує зміну характеру руйнування. У свинцевому розплаві кількість деформаційних гребенів зменшується, а крихких фасеток сколювання зростає (рис. 16).

Середній крок втомних борідок зростає в порівнянні з вакуумом. Транскристалітний характер руйнування зберігається. Все це може свідчити про комбінований в'язко-крихкий механізм втомного руйнування даної сталі в свинцевому розплаві.

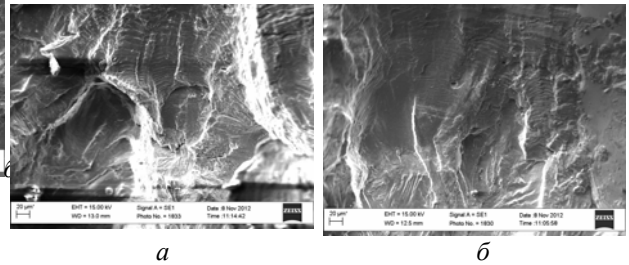


Рис. 16. Фрактограми сталі 12X18H10T після втомних випробувань у свинці за температури 350 °С та різних амплітуд: а – 0,8 %, б – 1,0 %; $\times 250$

У розплаві евтектики свинець–вісмут експерименти проводились за амплітуди деформації 1 % при температурах 200 та 350 °С. Отримані результати свідчать про дещо відмінний від свинцю характер впливу розплаву на втомні властивості сталі.

Зокрема, при 200 °С кількість циклів до руйнування зменшується в чотири рази порівняно з випробуваннями за кімнатної температури (3140 проти 12560 циклів). Цей результат за характером аналогічний до дії свинцевого розплаву, проте відрізняється кількісно: в евтектиці зниження втомної довговічності удвічі більше, ніж у свинці. За температури 350 °С кількість циклів до руйнування в евтектиці майже удвічі нижча, ніж у свинці (3010 проти 6700 циклів) та у вісім разів нижча, ніж у вакуумі (3007 проти 25250 циклів).

Отримані результати свідчать, що розплав евтектики свинець–вісмут чинить суттєвіший негативний вплив на втомні властивості сталі 12X18H10T, ніж розплав свинцю. Причому, якщо у вакуумі з ростом температури середовища має місце збільшення втомної довговічності матеріалу, то в розплавах важких металів цей ефект відсутній (так, в евтектиці 3140 циклів при 200 °С і 3007 циклів при 350 °С).

Можна висловити припущення, що виявлений окрихчувальний вплив адсорбційно-активних середовищ, якими є розплави свинцю та евтектики

свинець–вісмут для сталей феритно-мартенситного та аустенітного класів, викликаний тим, що вони, змінюючи енергетичний стан поверхні металу впливають на умови пластичного деформування поверхневих шарів сплаву.

ВИСНОВКИ

Досліджено закономірності впливу розплавів свинцю та евтектики свинець–вісмут на механічні властивості сталі мартенситного 20X13 та аустенітного класів 12X18H10T в інтервалі температур 250...750 °С.

1. Встановлено, що розплави Pb та Pb-Bi сприяють зниженню тимчасового опору руйнуванню сталі на 10...20 % порівняно з вакуумним середовищем, причому за вищих температур цей ефект суттєвіший. Сталь 20X13 є схильною до рідкометалевого окрихчення в діапазоні температур 350...450 °С, яке слабше проявляється в свинці і сильніше в евтектиці свинець–вісмут.

2. Встановлено, що розплави свинцю та евтектики свинець–вісмут практично не впливають на тимчасовий опір руйнуванню сталі аустенітного класу 12X18H10T. Здатність даної сталі до пластичної деформації в діапазоні температур 250...550 °С визначається температурою випробування. Окрихчування матеріалу під впливом розплавів важких металів не спостерігається.

3. Випробування на опір втомі показали, що загальна тенденція щодо зменшення кількості циклів до руйнування зі збільшенням амплітуди деформації зберігається як у вакуумі, так і в розплавах свинцю та евтектики свинець–вісмут. З підвищенням температури випробувань опір втомі матеріалів зростає.

4. Рідкометалеве середовище сприяє суттєвому зниженню втомної довговічності сталей, причому розплав евтектики чинить більший негативний вплив. Зокрема, для сталі 20X13 зі збільшенням амплітуди деформації (від 0,5 до 0,8 і 1,0 %) спостерігається зменшення кількості циклів до руйнування більш ніж на два порядки. Вплив розплаву свинцю менше виражений, ніж евтектики, хоча залишається співмірним.

БІБЛІОГРАФІЧНИЙ СПИСОК

1. G. Coen, J. Van den Bosch, A. Almazouzi, J. Degrieck. Investigation of the effect of lead–bismuth eutectic on the fracture properties of T91 and 316L // *Journal of Nuclear Materials*. 2010, N 398, p. 122-128.

2. E. Greenspan, P. Hejzlar, H. Sekimoto, G. Toshinsky, D. Wade. New Fuel Cycle and Fuel Management Options in Heavy Liquid Metal-Cooled Reactors // *Nucl. Technol.* 2005, N 151 [2], p. 177-191.

3. K. Ehrlich, E.E. Bloom, T. Kondo International strategy for fusion materials development // *Journal of Nuclear Materials*. 2000, N 283, p. 79-88.

4. K. Ehrlich Materials research towards a fusion reactor // *Fusion Eng. and Design*. 2001, N 56, p.71-82.

5. В.Я. Абрамов, С.Н. Бозин, В.Н. Леонов. Коррозионные и механические свойства конструкционных материалов реактора // *Вопросы атомной науки и техники. Серия «Обеспечение безопасности. АЭС. Ядерные технологии для энергетики будущего»*. 2004, №4, с. 219-223.

6. R.L. Klueh, D.S. Gelles, S. Jitsukawa, G.R. Odette, van der Schaaf B., M. Victoria. Ferritic/martensitic steels – overview of recent results // *Journal of Nuclear Materials*. 2002, N 307, p. 455-465.

7. R.L. Klueh, N. Hashimoto, R.F. Buck, M.A. Sokolov. A potential new ferritic/martensitic steel for fusion applications // *Ibis*. 2000, N 283-287, p. 697-701.

8. G. Toshinsky, V. Petrochenko. Modular Lead-Bismuth Fast Reactors in Nuclear Power // *Sustainability*. 2012, N 4, p. 2293-2316.

9. Comparative assessment of thermophysical and thermohydraulic characteristics of lead, lead-bismuth and sodium coolants for fast reactors / IAEA-TECDOC-1289. Vienna, 2002, 72 p.

10. 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, October, 2001, p. 181-223.

11. J.U. Knebel, X. Cheng, G. Muller. Thermalhydraulic and corrosion challenges for the target module of an accelerator-driven system (ADS) // *Third international topical meeting on nuclear application of accelerator technology AccApp'99*. Long Beach, USA. 1999, November 14-18, p. 367-376.

12. L. Soler, F.J. Martin, F. Hernandez, D. Gomez-Briceno. Corrosion of stainless steels in lead–bismuth eutectic up to 600 °С // *Journal of Nuclear Materials*. 2004, N 335, p. 174-179.

13. М.И. Чаевский, А.Л. Бичуя. Об устранении разупрочняющегося эффекта под воздействием евтектики Pb-Bi путем уменьшения скорости деформации // *Физ.-хим. механика материалов*. 1969, №5, с. 107-109.

14. М.И. Чаевский, В.Ф. Шатинский, В.В. Попович. Роль кислорода в адсорбционном понижении работоспособности стальных образцов, находящихся в контакте с расплавом // *Физ.-хим. механика материалов*. 1965, №6, с. 654-658.

15. В.В. Попович, И.Г. Дмуховская. Жидко-металлическое охрупчивание деформируемых металлов. Львов, 1983, 68 с.

16. В.В. Попович, И.Г. Дмуховская. Зависимость жидкометаллического охрупчивания от характера взаимодействия среды с деформируемым металлом // *Физ.-хим. механика материалов*. 1983, №6, с. 11-14.

17. Г.Г. Максимович, Б.М. Савчин, С.М. Кудлак, Е.М. Лютый. Микромашины для испытания материалов на малоцикловую усталость методом чистого изгиба: Препринт №6. Львов, 1977, 42 с.

18. В.С. Золоторевский. Механические свойства металлов. М.: «Металлургия», 1983, 350 с.

Статья поступила в редакцию 15.01.2013 г.

МЕХАНИЧЕСКИЕ И УСТАЛОСТНЫЕ СВОЙСТВА МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ 20Х13 И АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ 12Х18Н10Т В УСЛОВИЯХ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ С РАСПЛАВАМИ СВИНЦА И ЭВТЕКТИКИ СВИНЕЦ–ВИСМУТ

О.И. Яськив, В.Н. Федирко

Изучено влияние расплавов свинца и эвтектики свинец–висмут на механические и усталостные свойства сталей 20Х13 и 12Х18Н10Т в температурном интервале 250...750 °С. Показано, что жидкометаллическая среда ведет к снижению прочности стали 20Х13 на 10...20 % по сравнению с вакуумом, причем с ростом температуры эффект усиливается. Установлено, что сталь 20Х13 склонна к жидкометаллическому охрупчиванию в диапазоне температур 350...450 °С, которое более существенно проявляется в эвтектике свинец–висмут. Механические свойства стали 12Х18Н10Т слабо изменяются под влиянием расплавов свинца и эвтектики. Установлено, что жидкометаллическая среда способствует существенному снижению усталостной долговечности сталей, причем расплав эвтектики оказывает большее негативное влияние.

MECHANICAL AND FATIGUE PROPERTIES OF MARTENSITIC 20X13 AND AUSTENITIC 12X18H10T AT INTERACTION WITH LEAD NAD LEAD-BISMUTH MELTS

O.I. Yaskiv, V.M. Fedirko

The effect of Pb and Pb-Bi melts on mechanical properties and fatigue of Fe-13Cr and Fe-18Cr-10Ni-Ti steels in temperature interval 250...750 °C has been investigated. It was shown that metal melts lead to increasing of strength of Fe-13Cr steel on 10...20 % as compared with vacuum and this effect increases with temperature rising. Fe-13Cr steel is prone to liquid metal embrittlement in temperature interval 350...450 °C, particularly in Pb–Bi melt. Mechanical properties of Fe-18Cr-10Ni-Ti are not affected by metal melts. Both Pb and Pb-Bi assist in reducing of fatigue life of steels and this effect is more significant in Pb–Bi.