



МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ

НАЦІОНАЛЬНИЙ ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ
«ХАРКІВСЬКИЙ ПОЛІТЕХНІЧНИЙ
ІНСТИТУТ»

В. В. Дмитрик

Сучасні наукові школи кафедри
КОНСПЕКТ ЛЕКЦІЙ

**для студентів спеціальності 131 «Прикладна механіка»
освітньо-наукової програми «Зварювання та споріднені процеси і
технології»
другого (магістерського) рівня вищої освіти
денної та дистанційної форм навчання
закладів вищої освіти**

Рекомендовано вченою радою НТУ «ХПІ»

Харків
НТУ «ХПІ»
2024

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ

НАЦІОНАЛЬНИЙ ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ
«ХАРКІВСЬКИЙ ПОЛІТЕХНІЧНИЙ ІНСТИТУТ»

КОНСПЕКТ ЛЕКЦІЙ

з дисципліни «Сучасні наукові школи кафедри»

для студентів спеціальності 131 «Прикладна механіка»

освітньо-наукової програми «Зварювання та споріднені процеси і технології»

другого (магістерського) рівня вищої освіти

денної та дистанційної форм навчання

закладів вищої освіти

Затверджено

редакційно-видавничою

радою університету,

протокол № від . . 2024 р.

Харків
НТУ «ХПІ»

2024

УДК 620.22(075) 621(075) 669(075)

ББК 620.22

М 34

Рецензенти:

О. І. Пономаренко, д-р. техн. наук, проф., Національний технічний університет
«Харківський політехнічний інститут».

Конспект лекцій з дисципліни «Сучасні наукові школи кафедри» для студентів спеціальності 131 «Прикладна механіка» освітньо-наукової програми «Зварювання та споріднені процеси і технології» другого (магістерського) рівня вищої освіти денної та дистанційної форм навчання закладів вищої освіти / Укл. Дмитрик В. В., – Харків : НТУ «ХПІ», 2024. – 144 с.

ISBN

Конспект лекцій містить 8 лекції з дисципліни «Сучасні наукові школи кафедри» для студентів спеціальності 131 «Прикладна механіка» освітньо-наукової програми «Зварювання та споріднені процеси і технології» другого (магістерського) рівня вищої освіти денної та дистанційної форм навчання закладів вищої освіти.

Іл. 49. Табл. 7. Бібліогр. 7 назв.

УДК 620.22(075) 621(075) 669(075)

ISBN

© Дмитрик В. В., 2024

ВСТУП

Конспект лекцій призначений для студентів 1 курсу денної та дистанційної форм навчання освітньо-наукової програми «Зварювання та споріднені процеси і технології» другого (магістерського) рівня вищої освіти за спеціальністю 131 «Прикладна механіка» при вивчанні нормативної дисципліни «Сучасні наукові школи кафедри».

Конспект є одним з важливіших складових елементів методичного забезпечення дисципліни. Він призначений для самостійної роботи студентів і закріплення знань за темами, підготовки до лабораторних занять і проведення підсумкового контролю.

Основною метою викладання дисципліни «Сучасні наукові школи кафедри» є:

- підготовка студентів до навчання в університеті відповідно до сучасних інтеграційних процесів у міжнародній освіті в контексті Болонської декларації.
- підвищення теоретичної та практичної підготовки майбутніх спеціалістів в області автоматизації виробничих процесів і обладнання;
- формування теоретичних і практичних уявлень необхідних для

Предметом вивчення дисципліни є організація професійної підготовки фахівців з вищою освітою, сфера професійної діяльності фахівців.

Основними завданнями, які мають бути виконані в процесі вивчення дисципліни, є теоретична підготовка студентів з наступних питань:

- законодавство України про вищу освіту; • стандарти вищої освіти в Україні;
- зміст і методи навчання у вищих навчальних закладах;
- інформаційне і навчально-методичне забезпечення підготовки фахівців з вищою освітою.

Загальний науковий напрям школи спрямований на вирішування науково-технічної проблеми. За науковим напрямом «Розробка теоретичних і практичних основ підвищення надійності і збільшення ресурсу роботи зварних з'єднань із теплостійких перлітних сталей», захищено три кандидатських дисертації і три дисертації на здобуття звання доктора філософії. Триває підготовка нових зжобувачів.

Паропроводи є однією із основних складових обладнання енергоблоків теплових електричних станцій (ТЕС). Проблема надійності роботи і залишкового ресурсу паропроводів, які виробили свій парковий ресурс і нормативно продовжений ресурс набуває відчутно зростаючого значення. Обладнання енергоблоків ТЕС нараховує близько 15–20 тис. зварних з'єднань труб, елементів їх систем і колекторів котлів. Зварні з'єднання характеризуються наявністю структурної, хімічної та механічної неоднорідності, що зумовлює їх прискорену пошкоджуваність порівняно з основним металом, який не був підданий зварювальному нагріванню. Пошкоджуваність, при довготривалій експлуатації (понад 250 тис. год.) переважно відбувається внаслідок дії механізмів утворення пор і тріщин повзучості та тріщин втоми.

Експертне оцінювання, яку надають спеціалісти більшості технічно розвинутих країн є наступним. Обладнання енергоблоків ТЕС, в т. ч. систем паропроводів, які відпрацювали понад 40–45 років, доцільно експлуатувати до 55–65 років. Експлуатація ТЕС, які відносять до старіючих (напрацювання понад 270 тис. год.) потребує в 2–3 рази менших витратах, ніж витрати на побудову нових. Саме тому, при наявності обмежених фінансових можливостей, є доцільним обґрунтування і створення нормативних технологій для паропровідних систем стосовно їх надійності та залишкового ресурсу. Таким чином необхідно обґрунтувати надійність роботи металу паропроводів і, в першу чергу, їх зварних з'єднань, а також згинів.

На стадії утворення мікропор повзучості та мікротріщин втоми, з урахуванням теоретично обґрунтованих особливостей пошкоджуваності, надається

необхідність індивідуального контролювання паропроводів і елементів їх систем. Надійність і ресурс паропроводів, після їх довготривалого напрацювання в умовах повзучості та втоми загалом визначається як глобальна проблема для енергетики України. І тому для безпосереднього вирішування відповідальних задач даної проблеми доцільна тісна співпраця між спеціалістами ТЕС і науковцями відповідно спрямованого напрямку досліджень. Саме така співпраця дозволяє створити нормативну технологію нового типу.

Нормативна документація стосовно ТЕС країн Європи та США має суттєву відмінність від нормативної документації України. Енергетичне обладнання в наведених країнах після відпрацювання паркового ресурсу утилізується. На відміну енергетика України має накопичений досвід контролювання металу довготривало працюючих паропроводів та їх зварних з'єднань. І тому проблема надійності та ресурсу набула багатоаспектність і динамічний характер, де вирішальну роль відіграє науково-обґрунтований експериментальний чинник.

Проблема надійності та ресурсу зварних з'єднань на старіючих ТЕС України вирішується наступним чином: шляхом удосконалювання методів і методик визначання структурного стану і рівня пошкоджуваності; оптимізацією системи експлуатаційного контролювання і удосконалювання методів діагностики; удосконалюванням зварювально-термічних технологій при модернізації систем паропроводів і ремонту; покращуванням умов експлуатації (регулювання параметрів пару в заданому режимі, оптимальний стан опорно-підвісної системи).

Надається важливим досліджування фізико-хімічних процесів, що проходять в металі зварних з'єднань паропроводів, які довготривало експлуатуються в умовах повзучості та втоми. Саме такі процеси зумовлюють перетворювання вихідної структури у феррито-карбідну суміш, що призводить до зниження стабільності структури і сприяє прискорюванню пошкоджуваності металу зварних з'єднань.

В науковому напрямі враховуються систематизовані результати досліджень вітчизняних і зарубіжних вчених, а також авторів стосовно проблеми та ресурсу зварних з'єднань паропроводів.

СТРУКТУРА НАВЧАЛЬНОЇ ДИСЦИПЛІНИ

№ з/п.	Види навчальних занять (Л, ЛЗ, ПЗ, СР)	Кількість годин	Номер семестру (якщо дисципліна викладається у декількох семестрах). Найменування тем та питань кожного заняття. Завдання на самостійну роботу.	Рекомендована література (базова, допоміжна)
1	2	3	4	5
1	Л1	2	<p>Тема 1. Сучасний стан надійності та ресурсу паропроводів ТЕС.</p> <p>1.1. Теплостійкі перлітні сталі, які використовують для виготовлення паропроводів і елементів їх систем.</p> <p>1.2. Вихідний структурно-фазовий стан низьколегованих теплостійких паропроводних сталей та їх механічні властивості.</p>	[1–7]
2	ПЗ1	2		[1–7]
	С		<u>Завдання на самостійну роботу.</u>	

1	2	3	4	5
5	ЛЗ	2	<p>Тема 2. Умови експлуатації зварних з'єднань паропроводів, елементів їх систем і колекторів котлів.</p> <p>2.1. Умови експлуатації зварних з'єднань паропроводів, елементів їх систем і колекторів котлів.</p> <p>2.2. Особливості пошкоджуваності металу паропроводів при їх довготривалій експлуатації в умовах повзучості та втоми.</p>	[1–7]
4	ПЗ2	2		[1–7]
	С		<u>Завдання на самостійну роботу.</u>	
3	Л2	2	<p>Тема 3. Фізико-хімічні процеси та структурні зміни в металі зварних з'єднань паропроводів із теплостійких перлітних сталей.</p> <p>3.1. Механізм самодифузії хрому, молібдену і ванадію.</p>	[1–7]
6	ПЗ3	2		[1–7]

1	2	3	4	5
	С		<u>Завдання на самостійну роботу.</u>	
7	Л4	2	Тема 4. Повзучість металу зварних з'єднань паропроводів. 4.1. Повзучість металу зварних з'єднань паропроводів.	[1–7]
8	ПЗ4	2		[1–7]
	С		<u>Завдання на самостійну роботу.</u>	
9	Л5	2	Тема 5. Деформація металу зварних з'єднань паропроводів при їх довготривалому напрацюванні в умовах повзучості та втоми. 5.1. Деформації металу зварних з'єднань паропроводів при їх довготривалому напрацюванні в умовах повзучості та втоми.	[1–7]
10	ПЗ5	2		[1–7]
	С		<u>Завдання на самостійну роботу.</u>	

1	2	3	4	5
11	Л6	2	<p>Тема 6. Особливості деградування металу зварних з'єднань паропроводів при їх довготривалому напрацюванні в умовах повзучості.</p> <p>6.1. Деградування металу і пошкоджуваність зварних з'єднань паропроводів.</p> <p>6.2. Карбіди в металі зварних з'єднань.</p>	[1–32]
12	ПЗ6	2		[1–32]
	С		<u>Завдання на самостійну роботу.</u>	
13	Л7	2	<p>Тема 7. Структурно-фазові зміни в металі зварних з'єднань паропроводів в умовах повзучості.</p> <p>7.1. Структурно-фазові зміни в металі зварних з'єднань паропроводів в умовах повзучості.</p>	[1–7]
14	ПЗ7	2		[1–7]
	С		<u>Завдання на самостійну роботу.</u>	
15	Л8	2	<p>Тема 8. Пошкоджуваність металу зварних з'єднань паропроводів в умовах повзучості та втоми.</p> <p>8.1. Карбіди і пошкоджуваність порами металу</p>	[1–7]

1	2	3	4	5
			зварних з'єднань паро-проводів.	
16	ПЗ8	2		[1–7]
	С		<u>Завдання на самостійну роботу.</u>	
Разом (годин)			32 = 16 Л + 16 ПЗ	

ЛЕКЦІЯ 1

Тема 1. СУЧАСНИЙ СТАН НАДІЙНОСТІ ТА РЕСУРСУ ПАРОПРОВОДІВ ТЕС

1.1. Теплостійкі перлітні сталі, які використовують для виготовлення паропроводів і елементів їх систем.

1.2. Вихідний структурно-фазовий стан низьколегованих теплостійких паропроводних сталей та їх механічні властивості.

1.1. Теплостійкі перлітні сталі, які використовують для виготовлення паропроводів і елементів їх систем

В тепловій енергетиці України паропроводи ТЕС і елементи їх систем виготовлені переважно з теплостійких сталей перлітного класу 12Х1МФ і 15Х1М1Ф, табл. 1.1. Паропроводи із наведених сталей тривалий час експлуатуються в умовах повзучості та малоциклової втоми. Хімічний склад і вихідна структура сталей, яку отримали після їх термічного оброблення, надають сталям відповідну жароміцність, табл. 1.2, а також необхідні механічні та фізичні властивості .

Таблиця 1.1 – Хімічний склад сталей, ТУ-14-3-460-75

Сталь	Наявність елементів в сталі, %									
	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Ni	Cu	S	P
							Не більш			
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
12Х1МФ	0,08–	0,17–	0,40–	0,9–	0,25–	0,15–	0,25	0,20	0,025	0,025
	0,15	0,37	0,7	1,2	0,35	0,30				
15Х1М1Ф	0,10–	0,17–	0,4–	1,1–	0,9–	0,2–	0,25	0,25	0,025	0,025

Продовження табл. 1.1.

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
	0,16	0,37	0,7	1,4	1,1	0,35				
20ХМФЛ	0,18– 0,25	0,2– 0,4	0,6– 0,9	0,9– 1,2	0,5– 0,7	0,2– 0,3	0,3	0,30	0,025	0,025
15Х1М1ФЛ	0,14– 0,2	0,2– 0,4	0,6– 0,9	1,2– 1,7	0,9– 1,2	0,25– 0,4	0,3	0,30	0,025	0,025
15Х1М1ФЛ-ЦЛ	0,1– 0,15	0,17– 0,37	0,4– 0,7	1,1– 1,4	0,9– 1,1	0,2– 0,35	0,3	0,30	0,025	0,025

Таблиця 1.2 – Термічне оброблення металу труб для паропроводів і колекторів котлів та їх вихідні механічні властивості (подовжні зразки)

Сталь	Термічне оброблення	σ_B , МПа	σ_T , МПа	δ , %	ψ , %	КСУ, кг/см
1	2	3	4	5	6	7
12Х1МФ	Нормалізування 950–980 °С + відпускання 720–750 °С	450–650	280	21	55	6
15Х1М1Ф	Нормалізування 1 020–1 050 °С + відпускання 730–760 °С	500–700	320	18	50	5
15Х1М1ФЛ-ЦЛ	Протифлокенове відпалювання 600-630 °С,	490–686	314	16	45	4

Продовження табл. 1.2.

1	2	3	4	5	6	7
	7 год + гомогенізування 1 000– 1 300 °С, 10 год. + нормалізування 970– 1 000 °С, 3,5 год.+ відпускання 730–760 °С, 6 год.					

Механічні властивості сталей гарантовано згідно ТУ-14-3-460-75, ОСТ 108.ОЗО. 113-77, ТУ 108. 874-96. Паропроводи та елементи їх систем, зі сталі 12Х1МФ почали виготовляти з 1955 року, а паропроводи і колектори котлів зі сталі 15Х1М1Ф почали виготовляти із 1965 р. Наведені сталі, відповідно нормативним вимогам повинні мати вихідні короткочасні механічні властивості, табл. 1.3.

1.2. Вихідний структурно-фазовий стан низьколегованих теплостійких паропроводних сталей та їх механічні властивості

Сталь 12Х1МФ. Згідно положень нормативної документації [1–4] паропроводи зі сталі 12Х1МФ повинні експлуатуватися при температурах не вище за 565 °С. Переважно труби зі сталі 12Х1МФ використовують для виготовлення паропроводів і елементів їх систем, а також для поверхонь нагріву котлів. Вихі-

дну структуру наведеної сталі отримують шляхом нормалізування при нагріванні в інтервалі температур 950–980 °С і відпускання при 725–750 °С, тривалістю 1–3 год. з охолодженням на повітрі (ТУ 14-3-460-75). Кінетика перетворювання аустеніту сталі 12Х1МФ, згідно термокінетичної діаграми, рис. 1.1, [5], стосовно безперервного охолодження дозволяє забезпечити відповідну швидкість охолодження для отримання оптимальної вихідної структури.

Таблиця 1.3 – Короткочасні механічні властивості вихідного металу труб, поковок, виливок для колекторів, паропроводів і елементів їх систем

Сталь	σ_B , МПа	σ_T , МПа	δ , %	ψ , %	КСУ, кг/см
		Не менш			
12Х1МФ	450–650	280	21	55	6
15Х1М1Ф	500–700	320	18	50	5
20ХМФЛ	≥ 500	320–500	15	30	3
15Х1М1ФЛ	≥ 500	320–500	15	30	3
15Х1М1ФЛ-ЦЛ	490–686	314	16	45	4

Згідно термокінетичної діаграми виявили наступне: при швидкості охолодження 1–6 °С/хв. перетворювання аустеніту відбувається в ферито-перлітній області, яка обмежена A_{c1} – A_{c3} . При швидкості охолодження від 7 до 200 °С/хв., починається виділення полігонального фериту і перліту, а потім бейніту. При швидкостях охолодження, які збільшуються, від 200–1 660 °С (приблизно) відповідно утворюються сорбітні, трооститні та бейнітні структури.

Високе відпускання, шляхом зняття внутрішніх напружень, дисперсного твердіння і фазового наклепу надає відповідну термічну стабільність вихідній структурі сталі 12Х1МФ. Наведені властивості забезпечуються наступними процесами:

– в зернах α -фази і по їх границях проходить виділення карбідів I-ї (M_3C , M_7C_3 , $M_{23}C_6$) і II-ї груп (Mo_2C і VC), розподілення яких по тілу і по границях зерен є близьким до рівномірного;

– в бейнітній складовій діаграмі відпускання забезпечує виділення вуглецю, що зумовлює утворення нових карбідів M_3C , Mo_2C , VC , а також призводить до появи фазового наклепу. Таким чином, високе відпускання зумовлює утворення бейніту відпуску. Підтвердженням є збереження розмірів бейнітних зерен, надання їм фрагментованої форми, по тілу і по границях яких знаходяться дрібнодисперсні карбіди. В перлітній складовій структури, наявність якої обмежується, відбувається перетворювання цементитних пластин у форму близьку до глобулярної, а також їх сфероїдизування.

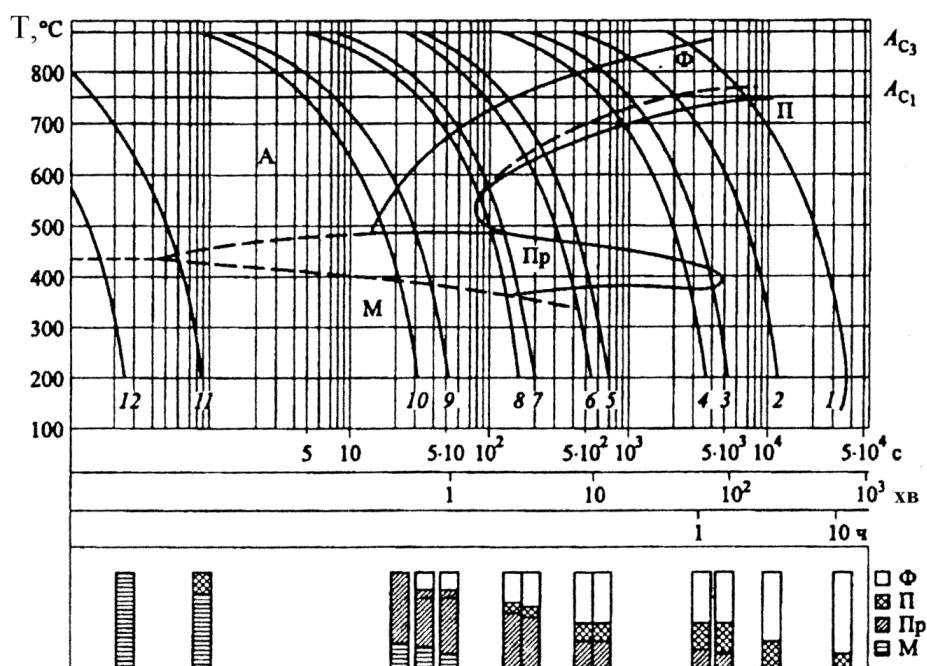


Рисунок 1.1 – Термокінетична діаграма сталі 12Х1МФ при швидкості охолодження $^{\circ}C/хв.$:

1 – 1; 2 – 3; 3 – 6; 4 – 10; 5 – 55; 6 – 70; 7 – 185; 8 – 230; 9 – 800; 10 – 1 660;

11 – охолодження в оливі; 12 – охолодження у воді;

А – аустеніт; Ф – ферит; П – перліт; Пр – проміжна фаза; М – мартенсит

Залежно від вихідного структурно-фазового стану знаходиться її стабільність в процесі довготривалого напрацювання паропроводів в умовах повзучості та втоми. Найменшою стабільністю характеризується перліт відпуску. Отже наявність перлітної складової у вихідній структурі сталі 12Х1МФ необхідно зменшувати. Доцільно запобігти її утворенню у вихідній структурі. Таким чином оцінювання жароміцнісних властивостей згідно положень ТУ-14-3-460-75 потребує уточнювання.

Жароміцність сталі 12Х1МФ певною мірою залежить від співвідношення сорбіту (бейніту відпуску) і фериту. Саме тому охолодження після відпускання слід проводити з заданою швидкістю.

Будова бейніту після відпускання набуває структуру сорбіту. Таким чином бейніт відпуску можна розглядати як сорбіт. Відповідно вихідна структура сталі 12Х1МФ має складові ферит + сорбіт.

Відповідно ТУ-14-3-460-75 «Шкали мікроструктур для труб зі сталі 12Х1МФ» вихідна структура наведеної сталі, яка надається, як здаточна повинна мати 1–5 бали, а браковочна 6–9 балів, табл. 1.4

Таблиця 1.4 – Вихідна мікроструктура паропровідних труб зі сталі 12Х1МФ, ТУ 14-3-460-75

Оцінка мікро-структури		Складові мікроструктури	Термообробка для отримання здаточної мікроструктури	$\sigma_{дп}^{ом}$, МПа
якісна	бал			
1	2	3	4	5
Здаточні мікроструктури	1	Сорбіт відпуску голчастої будови	Гартування з 900 °С в оливу через воду + відпускання 730-750 °С, 5 год.	150
	2	Ферит + 25–30 %	Нормалізування	125

Продовження табл. 1.4

1	2	3	4	5
	3	ділянок сорбіту відпуску і перліту	980 °С з охолодженням на повітрі + відпускання 730-750 °С, 3 год.	125
	4	Ферит + 15–20 % ділянок сорбіту відпуску і перліту		110
	5			105
Браковочні мікро-структури	6	Ферит + 5–15 ділянок сорбіту відпуску і перліту	Повільне охолодження від температур аустенітування	75
	7	Ферит + карбіди у вигляді ланцюжків по границях зерен. Кількість сорбіту відпуску 0–5 % в перліті	Недостатнє підігрівання при нормалізуванні та відпусканні	72
	8	Ферит + перекристалізувальний перліт переважно по границях зерен	Перегрівання при відпусканні вище критичної точки A_{c1}	72
	9			72

Примітка: $\sigma_{дп}^{ом}$ – довготривала міцність сталі на базі 10^5 год при температурі 545 °С

Згідно наведеного ТУ до здаточних відносять мікроструктури з присутністю сорбіту відпуску не менш 15 %, а до браковочних відносять мікроструктури з вмістом сорбіту менш 15 %. Також до браковочних відносять феритокарбідну структуру і структуру, в якій по границях зерен фериту і сорбіту знаходяться зерна перліту.

Зерна сорбіту характеризується наявністю фрагментування, рівень якого в

зернах відрізняється, що відчутно впливає на жароміцність сталі. Фрагментування зерен сорбіту характеризується наявністю границь субзерен, що загалом визначає її рівень. Саме така структура є оптимальною стосовно прояву жароміцності. І тому недостатє нагрівання, або перегрівання при виконанні нормалізування зумовлює формування ферито-карбідної структури. Наявність такої структури зменшує жароміцність сталі. В процесі довготривалого напрацювання паропроводів в умовах повзучості ферито-карбідна структура характеризується прискореним знижуванням стабільності і збільшуванням рівня пошкоджуваності.

Збільшування терміну старіння металу зварних з'єднань зі структурою сорбіт і ферит стосовно їх напрацювання понад 250–270 тис. год., характеризується показниками міцності та пластичності, які зазнали відчутно незначних змін. Водночас наявність ферито-карбідної та перлітної структур характеризується помітним зменшуванням наведених показників. Стабільність структури і властивостей значною мірою забезпечується присутністю дрібнодисперсних карбідів Mo_2C і особливо дрібнодисперсних VC . Максимально можлива дисперсність карбідів є головним ефектом, який забезпечує довготривалу міцність, надійність і ресурс зварних з'єднань.

Жароміцність металу зварних з'єднань визначається оптимальною швидкістю охолодження після зварювання, яка забезпечує в зварних з'єднаннях зі сталі 12X1МФ формування структури сорбіт + ферит. Присутність перлітної складової, яка допускається ТУ 14-3-460-75, після напрацювання зварних з'єднань понад 270 тис. год. сприяє зменшуванню стабільності їх структури, що призводить до пошкоджуваності зварних з'єднань.

Шляхом досліджування карбідних фаз встановили, що швидке охолодження після відпускання сприяє утворюванню дрібнодисперсних карбідів в металі шва, а також на ділянках ЗТВ. Відносно повільне охолодження сприяє утворюванню більш крупних карбідів по границях зерен і субзерен.

Відпускання, температура якого є вищою за A_{c1} , зумовлює утворювання

по границях сорбітних зерен перекристалізованого перліту. Перлітні зерна переважно формуються по границях аустенітних зерен. Їх наявність відчутно знижує жароміцність, зменшує стабільність структури і сприяє прискорюванню пошкоджуваності металу паропроводів.

В процесі довготривалого напрацювання паропроводів в умовах повзучості, внаслідок самодифузії елементів Cr, Mo і V і утворення нових карбідів, відбувається зменшення фазового наклепу зерен α -фази. Одночасно відбувається їх локальне (тимчасове) зміцнювання за рахунок утворення нових карбідів II-ї групи. Проходять карбідні реакції $M_3C \rightarrow M_7C_3 \rightarrow M_{23}C_6$.

Присутність в α -фазі Mo, а також наявність карбідів I-ї і II -ї груп усуває графітізування, яке відбувається в сталях 15XM і 12MX в умовах повзучості. Суттєво підвищується опір пластичному деформуванню зерен α -фази і опір проковзуванню їх границь.

В карбіди M_3C може входити Cr до 20% і Mo до 1%. Атомарний радіус Cr складає 0,127 нм, Mo – 0,139, V – 0,135, а Fe – 0,126, що зумовлює при їх частковому знаходженні в зернах наявність фазового наклепу і відповідно підвищення міцності зерен. Таким чином Cr, Mo і V частково, у визначених відсоткових співвідношеннях, входять до складу зерен α -фази (ферит, сорбіт, тростит, бейніт), а частково входять до складу і утворюють карбіди M_3C , M_7C_3 , $M_{23}C_6$, Mo_2C і VC . Структурно-фазовий стан сталі 12X1MФ згідно нормативних положень забезпечує експлуатаційні властивості паропроводів – надійність їх напрацювання і ресурс.

В процесі довготривалої експлуатації паропроводів вихідна структура сталі 12X1MФ поступово перетворюється у ферито-карбідну суміш. Відбувається зміна структурно-фазового стану, яка при збільшенні терміну напрацювання паропроводів прискорюється. Також змінюється кількісний і якісний склад карбідів. Шляхом самодифузії легувальні елементи Cr, Mo і V із зерен α -фази переходять в карбіди. Внаслідок чого зерна набувають зменшеної міцності. При наявності перлітної складової відбувається її сфероїдизування. Коагу-

люють карбіди I-ї гр. (M_7C_3 і $M_{23}C_6$). Більшою мірою ті карбіди, що знаходяться на границях зерен. Загалом проходження структурно-фазових змін в металі паропроводів, стосовно їх довготривалого напрацювання в умовах повзучості та втоми зумовлюють фізико-хімічні процеси, які відповідно збільшування напрацювання паропроводів, прискорюються.

У вихідній структурі сталі, після штатного термічного оброблення (нормалізування, відпускання), наявність елементів, які входять до складу карбідів як правило, є близькою до наведеної: V (55–65 %); Mo (20–30 %), Cr (10–20 %). Сумарний вміст наведених легувальних елементів у карбідах складає близько 23–25 %. При напрацюванні паропроводів в умовах повзучості понад 200 тис. год. при температурі 545 °C сумарна їх кількість в карбідах зростає до 45 %. Відповідно після напрацювання 270 тис. год. сумарна кількість наведених легувальних елементів в карбідах складає близько 50 % [5, 8, 10] Водночас самодифузія елементів Cr Mo і V стосовно різного терміну довготривалого напрацювання змінюється. Така зміна зумовлена, наприклад, заміщенням в карбідах $M_{23}C_6$ елемента Cr на Mo, що потребує додаткового вивчення. Згідно нормативних вимог сумарний вміст легувальних елементів в карбідах обмежено 60 %.

При збільшуванні терміну напрацювання паропроводів під впливом набутої структурно-фазової суміші, а також умов їх експлуатації, відбувається прискорювання пошкоджуваності паропроводів. За оцінкою Т. Г. Березіної ресурс експлуатації паропроводів вичерпується при наявності пошкоджуваності, яка складає $0,9 \tau_n/\tau_p$, де: τ_n – довготривалість напрацювання; τ_p – граничний ресурс на стадії появи мікротріщини (тис. год.). Водночас наведена залежність не враховує структурно-фазові зміни і рівень деформації металу паропроводів стовно їх довготривалого напрацювання. Наприклад понад 270 тис. год., в умовах повзучості та втоми. Наведені чинники зумовлюють прискорювання пошкоджуваності за спільним проявом механізмів повзучості та втоми.

Сталь 15X1M1Ф. Паропровідні труби і колектори котлів зі сталі

15X1M1Ф хімічний склад, (див. табл. 1.1), термічне оброблення, (див. табл. 1.2), механічні властивості (див. табл. 1.3), використовують в енергоблоках надкритичних параметрів ($P = 25,5$ МПа, $T = 545$ °С). Властивості сталі надаються відповідним термічним обробленням. Згідно ТУ 14-3-460-75 паропровідні труби піддають нормалізуванню при нагріванні до $970-1100$ °С і відпусканню при температурі $730-760$ °С тривалістю 10 год. з охолодженням на повітрі. Властивості сталі 15X1M1Ф значною мірою залежать від технології виготовлення паропроводів і елементів їх систем. Наприклад, холодна пластична деформація, яка забезпечує підвищення міцності сталі, приводить до зниження її пластичності, ферито-карбідна структура сталі набуває схильності до пошкоджуваності та руйнування за крихким механізмом. Жароміцність сталі залежить від її структурно-фазового стану, табл. 1.5.

Таблиця 1.5 – Вихідна мікроструктура паропроводних труб зі сталі 15X1M1Ф, ТУ 14-3-460-75

Оцінка мікроструктури		Складові мікроструктури	Термообробка для отримання здаточної мікроструктури	$\sigma_{дп}^{ом}$, МПа
якісна	бал			
1	2	3	4	5
Здаточні мікроструктури	1	Бейніт	Нормалізування $1020-1050$ °С + відпускання $730-760$ °С; здаточні мікроструктури отримані при відповідній швидкості охолодження від температури	130
	2	Бейніт + 19–20 % фериту		144
	3	Бейніт + 35–40 % фериту		142

Продовження табл. 1.5

1	2	3	4	5
			ри аустенітування	
	4	Бейніт + 55–60 % фериту		138
	5	Бейніт + 75–80 % фериту		136
Браковочні мікроструктури	6	Перліт + ферит + наявність карбідів	Сповільнене охолодження від температур аустенітування (відпалювання)	
	7	Бейніт з присутністю продуктів перекристалізації у вигляді темних ділянок по тілу зерен		77
	8	Бейніт з присутністю продуктів перекристалізації по границях зерен		77
	9	Ферито-бейнітна мікроструктура з присутністю перекристалізованих складових		76
	10	Бейніт з мартенситом	Загартування з охолодженням у воді	-

Примітка: $\sigma_{дп}^{ом}$ – довготривала міцність сталі на базі 10^5 год при температурі 560 °С

Наявність дещо збільшеного вмісту вуглецю в сталі 15X1M1Ф, порівняно зі сталлю 12X1MФ зумовлює на термокінетичній діаграмі збільшування аустеніту + бейніту, рис. 1.2. [5]. Залежно від швидкості охолодження (3,5–8,0 °C/хв.) згідно термокінетичної діаграми, розпадання аустеніту проходить в бейнітній області.

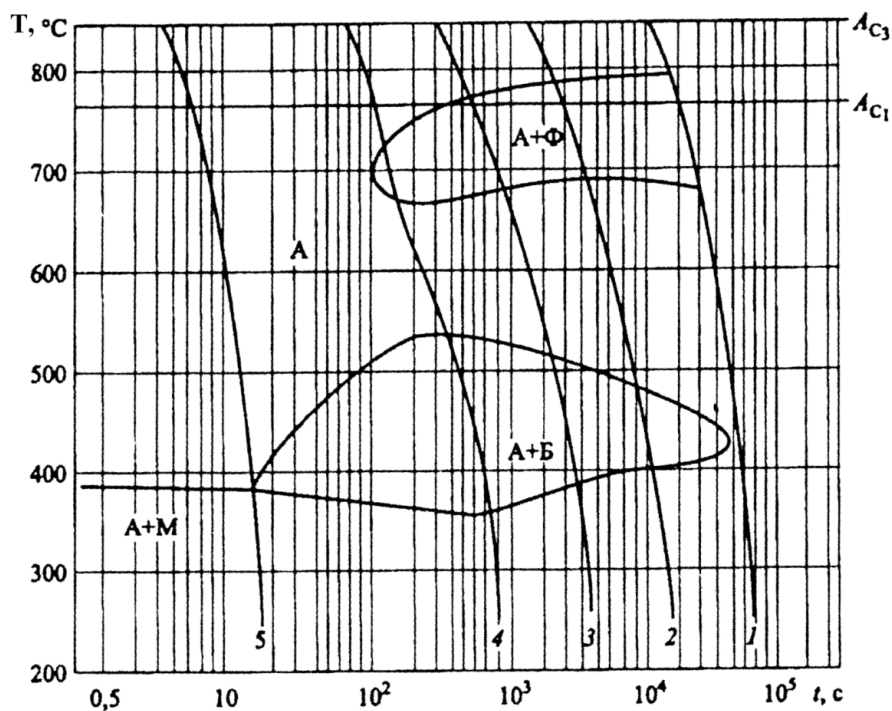


Рисунок 1.2 – Термокінетична діаграма сталі 15X1M1Ф стосовно різних швидкостей охолодження, °C/хв.:

1 – 1; 2 – 3; 3 – 50; 4 – 1 800; 5 – 3 600. Залишкові позначення – див. рис. 1.1

В α -фазі сталей 12X1MФ і 15X1M1Ф, у відповідному співвідношенні, легувальні елементи, хром, молібден і ванадій заміщують атоми заліза, а також частково входять в карбіди. Їх наявність підвищує стійкість α -фази в умовах повзучості. Молібден спільно з хромом надає даним сталям міцність, утворює карбіди Mo_2C і усуває ефект графітізування. Хром частково входить в карбіди M_3C , M_7C_3 і $M_{23}C_6$ і підвищує їх стійкість. Ванадій підвищує міцність α -фази і

утворює стійкі карбіди VC, що практично не коагулюють в умовах повзучості.

При збільшенні терміну напрацювання паропроводів понад 250 тис. год. кількість карбідів VC поступово збільшується. На протязі 50–70 тис. год. напрацювання спостерігається збільшення молібдену в карбідах [24], а при напрацюванні 90–120 тис. год. помітного збільшення не відбувається. Проте при напрацюванні понад 270 тис. год. інтенсивність переходу молібдену в карбіди знову набуває відчутного прояву.

Охолодження зі швидкості від 50 °C/хв., при нормалізуванні, забезпечує відсутність виділення надлишкового фериту. Бейніт, який утворюється відповідно наведеній швидкості охолодження має будову близьку до зернистої. При збільшенні швидкості охолодження від 60 °C/хв. починає утворюватися мартенсит, кількість якого при подальшому збільшенні швидкості стрімко зростає.

Зварні з'єднання зі сталі 15X1M1Ф, до складу структури яких входить відносно збільшена кількість фериту (табл. 1.5), характеризуються відповідно більшою стабільністю при їх довготривалому напрацюванні в умовах повзучості. Водночас довготривала міцність їх є значно нижчою.

Зменшення фазових напружень зерен і карбідні зміцнювання у наведеній сталі забезпечується високотемпературним відпусканням, яке передбачає нагрівання в інтервалі температур 730–760 °C. Відпускання, тривалістю 10 год. сприяє розподілянню карбідів по тілу і по границях зерен α -фази, яке є близьким до рівномірного. Також відпускання зумовлює формування сіткових субграниць бейніту з присутністю на субграницях карбідів VC і Mo₂C.

Згідно вимог ТУ 14-3-460-75 термічне оброблення забезпечує отримання металу паропровідних труб зі структурою бейніту відпуску, або бейніту відпуску і фериту у нормативно рекомендованих співвідношеннях. Відхилення від нормативних вимог термічного оброблення провидить до утворювання структур, які характеризуються суттєвим зниженням їх стабільності та опору пошкоджуваності металу паропроводів, при їх довготривалому напрацюванні в

умовах повзучості та втоми.

Оптимальною здатною структурою металу паропровідних труб є структура, яка характеризується високим рівнем збігу довготривалої міцності та пластичності. Такою є структура, що містить 30 % фериту і бейніт залишкове. Одночас згідно [3] здатними можна вважати і ті структури, які містять від 30 до 10 % фериту і бейніт залишкове.

Проведення повного циклу термічного оброблення забезпечує в металі паропровідних труб зі сталі 15X1M1Ф наявність карбідів I-ї групи M_3C , M_7C_3 , $M_{23}C_6$, а також II-ї VC і Mo_2C . В карбіди VC входить близько 79–89 % V . Mo входить в невеликій кількості (близько 1 %) в карбіди M_3C , M_7C_3 , $M_{23}C_6$. З'являється також карбід Mo_2C . Загальний вміст Mo в карбідах є близьким до 28–30 %. Cr – в значно більшій кількості входить в карбіди M_3C , M_7C_3 і $M_{23}C_6$. Наприклад, в карбід M_3C , Cr може входити в кількості до 20 %. Загальний вміст Cr в карбідах складає близько 10–25 %.

Згідно шкали Додатку до ТУ 14-3-460-75 структура металу паропровідних труб, яка є здатною, повинна мати відпущений бейніт від 100–20 % (1–5 бали). Мікроструктури, з вмістом відпущеного бейніту менше 15 % (6-й бал), а також структури з присутністю перекристалізованого перліту (7–9 бали) надаються як браковочні. Метал паропроводів з присутністю браковочних структур характеризується відносно низькою стабільністю і прискорено пошкоджується при довготривалому напрацюванні в умовах повзучості та втоми [3, 6, 7].

Значний вплив на експлуатаційні характеристики паропроводів зі сталі 15X1M1Ф надають технологічні процеси виготовлення елементів їх систем, зокрема згинів і зварних з'єднань. Вивчення впливу структури згинів на їх пошкоджуваність заслуговує, на наш погляд, окремого розгляду.

Метал труб паропроводів зі сталі 15X1M1Ф, стосовно їх довготривалого напрацювання в умовах повзучості та малоциклової втоми, порівняно з паропроводами зі сталі 12X1M1Ф має більш високу жароміцність. Про те, відповідно має більш низьку деформаційну здатність.

У вихідній структурі доцільно мати дрібні зерна α -фази, що загалом відповідає більш високому рівню збігу міцності та пластичності. Таким чином надійність експлуатації та ресурс напрацювання паропровідних труб зі сталей 12X1MФ і 15X1M1Ф визначається їх структурно-фазовим станом, наявністю неметалевих включень і шкідливих домішок. Оцінку надійності напрацювання паропроводів та їх залишкового ресурсу доцільно надавати шляхом зіставлення їх вихідної структури зі структурою паропроводів відповідно їх довготривалого напрацювання в умовах повзучості та малоциклової втоми. Загалом надійність і ресурс напрацювання паропроводів значною мірою визначають їх зварні з'єднання, що і зумовило необхідність їх подальшого розгляду.

Сталь 15X1M1Ф-ЦЛ. Із наведеної центробіжно-ливої сталі виготовляють паропровідні труби гарячого промперегріву, які використовують в енергоблоках 300–800 МВт. Наприклад на ТЕС м.Енергодар (потужність блоку 800 МВт). Як правило, такі труби мають зовнішній діаметр 630 і 920 мм, а товщина їх стінки складає 25–32 мм.

Трубам зі сталі 15X1M1ФЛ, згідно нормативним вимогам, див. табл. 1.2, надають відповідне термічне обробляння, яка забезпечує: необхідну для експлуатації вихідну структуру і властивості; зменшування рівня структурної неоднорідності стосовно перерізу стінки труби; усунення ліквацийних зон в яких накопичуються (сегрегують) шкідливі домішки S і P; зменшування вмісту в ліквацийних зонах легувальних елементів Cr, Mo, V, а також Mn.

Жароміцнісні властивості сталі 15X1M1Ф-ЦЛ є більш низькими ніж аналогічні властивості сталі 15X1M1Ф. Наприклад, продовжена міцність центробіжно-ливої сталі складає близько 0,92 від продовженої міцності сталі 15X1M1Ф (виплавлення в електропечах).

ВИСНОВКИ

Паропроводи гарячого промперегріву зі сталі 15X1M1Ф-ЦЛ надійно експлуатуються на ряді ТЕС України після відпрацювання паркового ресурсу. Водночас їх вихідна структура більш прискорено, порівняно з вихідною структу-

рою сталі 15X1M1Ф, в умовах повзучості перетворюється у ферито-карбідну суміш. Відповідно структурно-фазовий стан сталі 15X1M1Ф-ЦЛ, і особливо зварних з'єднань зі цієї сталі, потребує більшого контролювання.

Питання для самоперевірення

Рекомендована література: [1–7].

ЛЕКЦІЯ 2

Тема 2. УМОВИ ЕКСПЛУАТАЦІЇ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ПАРОПРОВODІВ, ЕЛЕМЕНТІВ ЇХ СИСТЕМ І КОЛЕКТОРІВ КОТЛІВ

2.1. Умови експлуатації зварних з'єднань паропроводів, елементів їх систем і колекторів котлів.

2.2. Особливості пошкоджуваності металу паропроводів при їх довготривалій експлуатації в умовах повзучості та втоми.

2.1. Умови експлуатації зварних з'єднань паропроводів, елементів їх систем і колекторів котлів

Енергоблоки ТЕС працюють в умовах стабільного і маневреного режимів. Такі умови зумовлені необхідністю зупинок енергоблоків, кількість яких, при збільшенні терміну напрацювання енергоблоків, зростає. Також маневрений режим передбачає циклічну зміну основних робочих параметрів – напруження і температури, що сприяє пошкоджуваності паропроводів за механізмом втоми.

Експлуатація енергоблоків в маневреному режимі характеризується, порівняно з відповідно стаціонарним режимом, збільшенням в 4–7 разів на рік пусків-зупинок енергоблоків. Кількість таких циклів на ряді ТЕС складає близько 140–200, замість запланованих 20–35. Загалом більш жорсткі умови стаціонарного і нестационарного режимів роботи енергоблоків сприяють збільшенню пошкоджуваності енергетичного обладнання, в першу чергу зварних з'єднань паропроводів та колекторів котлів, які довготривало працюють в умовах повзучості та втоми, табл. 2.1.

В наведену таблицю внесено відповідні уточнювання.

Паропроводи, в т. ч. труби поверхні нагріву котлів, піддаються термічним циклічним навантаженням (перегрівання викликане викиданням пару), дії коро-

зійного середовища, вібрації та ін. Загалом паропроводи ТЕС працюють в умовах спряженого прояву повзучості та малоциклової втоми. Умови зміни температури за період циклу зумовлюють, на протязі декількох годин, появу в металі компенсаційних згинальних навантажень, які є близькими до рівня верхньої границі його плинності. Зважаючи на присутність структурної неоднорідності, а також на можливу наявність концентраторів напружень, що характерно для зварних з'єднань, локальні змінні напруження суттєво сприяють їх пошкоджуваності.

Таблиця 2.1 – Умови експлуатації обладнання ТЕС

Види обладнання	Температура, °С	Тиск, МПа	Особливості роботи	Фізичні процеси в металі
Головні паропроводи	510–565	10–20	Умови повзучості при стаціонарному режимі. Змінні температура і тиск при нестаціонарному режимі	Повзучість і малоцикло-ва втома
Колектори поверхні нагріву котлів	300–565	10–25,5	Умови повзучості з високими циклічними термічними напруженнями.	Повзучість і малоцикло-ва втома
Труби поверхні нагріву котлів	300–610	10–25,5	Умови повзучості і тиск робочого середовища, високі циклічні згинальні навантаження, корозійне навантаження.	Повзучість малоцикло-ва корозійно-термічна втома

Після напрацювання зварних з'єднань понад 270 тис. год. набувають відчутного прояву технологічні дефекти, допущені при їх виотовлянні.

2.2. Особливості пошкоджуваності металу паропроводів при їх довготривалій експлуатації в умовах повзучості та втоми

Розглянемо особливості пошкоджуваності металу паропроводів при їх довготривалій експлуатації в умовах повзучості та втоми. Метал паропроводів в процесі їх довготривалої експлуатації при температурі ≥ 500 °С і напруженні 20–25,5 МПа переважно пошкоджується і руйнується за механізмом повзучості. Наведена пошкоджуваність пов'язана з накопичуванням деформації за часом, характеризуються кривою повзучості, рис. 2.1.

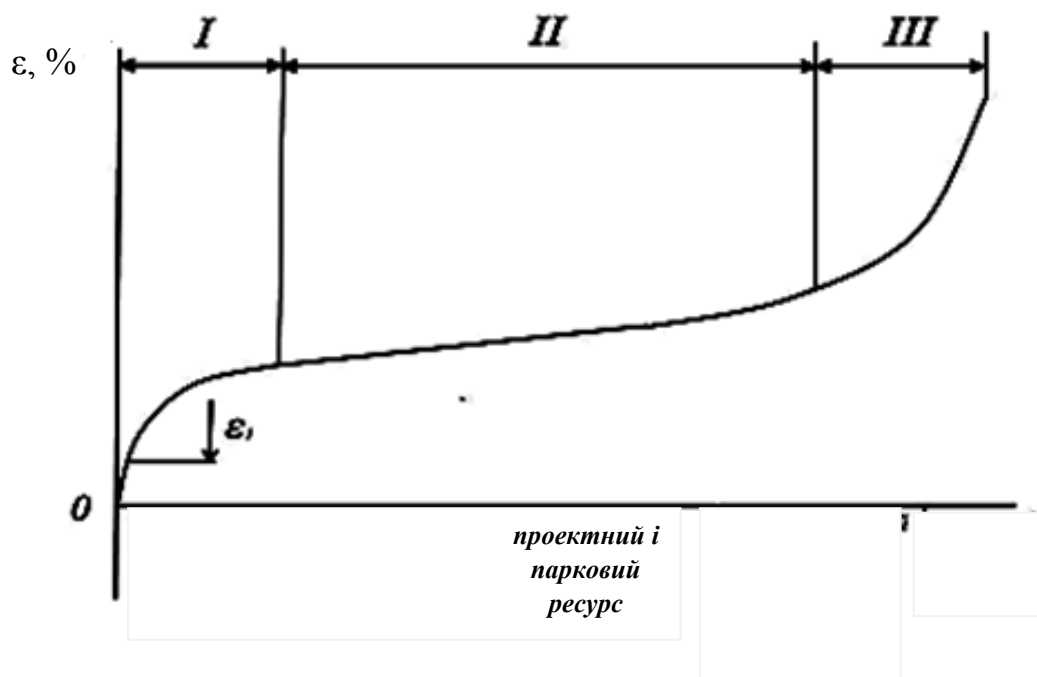


Рисунок 2.1 – Залежність деформації ε від часу t стосовно відносного напрацювання паропроводів:

I – повзучість, яка не встановилася; *II* – повзучість, яка встановилася;
III – прискорена повзучість

Фізико-хімічні процеси в металі паропроводів сприяють його деформації, яка згідно рис. 2.1 характеризується наявністю відповідних стадій повзучості, *I–III*:

– на протязі терміну, який відповідає стадії *I*, за рахунок зміцнювання металу швидкість деформації зменшується до рівня її відсутності;

– на протязі терміну, стадія *II*, процеси знеміцнювання і зміцнювання стають близькими до взаємно збалансованих, що надає відповідно сталу форму кривій деформації. Незначне збільшення деформації зумовлено перевагою знеміцнювання над зміцнюванням, яке при збільшенні терміну напрацювання підсилюється. Знеміцнювання забезпечують фізико-хімічні процеси, які проходять в металі паропроводів: переміщення дислокацій та їх взаємодія; самодифузія легувальних елементів; наявність сегрегаційних прошарків; утворення нових карбідів; коагулювання карбідів; карбідні реакції. Загалом протягом стадії *II* фізико-хімічні процеси зумовлюють перетворення вихідної структури у ферито-карбідну суміш. Повзучість, яка встановилася, відбувається при робочих параметрах; $T_E \geq 500$ °C; $P \geq 20$ МПа. Водночас знеміцнювання металу паропроводів і більшою мірою їх зварних з'єднань на протязі стадії *II* поступово перевищує його зміцнювання, що призводить до його деформації;

– Термін стадії *III* характеризується наявністю прискореної деформації, що стає можливим при значній перевазі знеміцнювання над зміцнюванням. Наявність суттєвого знеміцнювання зумовлена відповідно накопиченими структурними змінами в металі паропроводів. На протязі *III*-ї стадії рівень пошкоджуваності стрімко зростає і відбувається руйнування металу паропроводів. Загалом термін стадій повзучості залежить від вихідної структури, хімічного складу і властивостей металу паропроводів, а також від робочих параметрів температури та напруження.

Внаслідок наявності структурної та хімічної неоднорідностей металу зварних з'єднань, криві повзучості ділянок зони термічного впливу, а також металу шва і основного металу помітно відрізняються.

Досліджуванню особливостей пошкоджуваності металу паропроводів за механізмом повзучості присвячена значна кількість робіт [5–7] та інш.

Вивчення таких особливостей ускладнює те, що в процесі довготривалого напрацювання ефекти, які зумовлюють наведену пошкоджуваність змінюються. Теоретичне і практичне обґрунтування пошкоджуваності металу паропроводів потребує подальшої розробки. Зокрема доцільно удосконалити теорію фазового наклепу і рекристалізування, яка знаходить практичне підтвердження. У вихідній структурі фазовий наклеп зернам α -фази (сталі 12X1МФ і 15X1М1Ф) надають елементи Cr, Mo і V. В процесі довготривалого напрацювання в умовах повзучості наведені елементи шляхом самодифузії частково накопичується по границях зерен, внаслідок чого утворюються сегрегації. Також елементи Mo і V утворюють нові карбіди Mo_2C і VC . Таким чином рівень фазового наклепу зерен α -фази зменшується, а їх пластичні властивості відповідно збільшуються.

Стосовно другої стадії повзучості, див. рис. 2.1, ступінь знеміцнювання набуває перевищування ступіню зміцнювання, що пояснюється проявом рекристалізування, яке при збільшуванні напрацювання паропроводів поступово збільшується. Ф. А. Хромченко вперше виявив, що при збільшуванні напрацювання паропроводів понад 200 тис. год. деформація металу зварних з'єднань може складати 4–6 %. Зазначимо, що границею деформації паропроводів, згідно нормативних вимог [1–4] є 1 %. Таким чином при збільшуванні напрацювання паропроводів понад 270 тис. год. знеміцнювання зерен збільшується, що підтверджуються, наприклад, замірами твердості. Третя стадія повзучості характеризується прискореним накопичуванням деформації, суттєвим збільшуванням пошкоджуваності і руйнуванням металу паропроводів.

Стосовно паропроводів і зварних з'єднань їх систем, а також колекторів котлів доцільно виділити наступні категорії механізмів пошкоджуваності металу паропроводів в умовах повзучості: наявність деформації; деградування структури; дія корозійного середовища; зменшування механічних властивостей.

Руйнування металу паропроводів, які довготривало експлуатуються в

умовах повзучості є переважно результатом спільного прояву наведених ефектів.

Встановленню залежності утворювання пор повзучості від деформації металу зварних з'єднань, присвячена значна кількість робіт [5–7] та ін. Також значна кількість робіт присвячена досліджуванню пошкоджуваності металу зварних з'єднань паропроводів за механізмом повзучості залежно від їх структурно-фазового стану.

В теплостійких перлітних сталях (15X1M1Ф і 12X1MФ) в процесі довготривалої експлуатації паропроводів в умовах повзучості відбувається поступова зміна вихідного структурно-фазового стану. Така зміна характеризується перетворюванням вихідної структури у ферито-карбідну суміш, утворюванням нових карбідів та їх коагулюванням, а також карбідними реакціями. Водночас в сталях проходять процеси повернення і рекристалізування (початкова стадія).

Проходження рекристалізування в структурах ділянок зони термічного впливу зварних з'єднань помітно відрізняється. Відносно найбільший прояв рекристалізування спостерігається на ділянці неповної перекристалізації ЗТВ, яка підлягала зварювальному нагріванню в інтервал температур, який обмежений точками A_{c1} – A_{c3} . Дещо менший прояв рекристалізування характерний для ділянки перегріву, зварювальне нагрівання якої знаходиться в інтервалі $T_s - 1$ 150 °С (близько). Проходження рекристалізування залежить від структурно-фазового стану зварних з'єднань. Прояв рекристалізування на ділянках неповної перекристалізації, перегріву і сплавлення ЗТВ є більш інтенсивним ніж в металі шва і в основному металі зварних з'єднань. Загалом рекристалізування сприяє пошкоджуваності зварних з'єднань за механізмами повзучості та втоми.

Відбувається накопичування дислокацій біля карбідів, які знаходяться, як по тілу зерен, так і по їх границях (більшою мірою). Саме біля карбідів, переважно, і зароджуються мікропори, які набувають подальшого розвитку і перетворюються в мікротріщини. Зазначимо, що швидкість структурно-фазових перетворень значною мірою залежить від вихідної структури металу паропро-

водів, що потребує подальшого вивчення. Паропроводи із сталей 12Х1МФ і 15Х1М1Ф, які довготривало експлуатуються в умовах повзучості, піддаються також і впливу корозійно-агресивного середовища. Їх захисна поверхнева плівка при температурі 545–565 °С частково відшаровується, що призводить до руйнування робочої поверхні паропроводів. Зазначений процес підсилюється змінними циклічними напруженнями маневреного режиму роботи. На наш погляд пошкоджуваність паропроводів внаслідок зовнішньої дії корозійного середовища стосовно їх довготривалого напрацювання в умовах повзучості та втоми потребує окремого розгляду.

В процесі довготривалого напрацювання паропроводів при температурі понад 450 °С, в їх металі поступово накопичується залишкова деформація, рівень якої контролюється за показниками реперів. Встановлювання реперів виконують на прямих трубах довжиною не менше 500 мм, за двома взаємно перпендикулярними діаметрами посередині труби. Відстань реперів від зварного з'єднання не повинна бути меншою 250 мм. Місця встановлювання реперів фіксуються і надаються у вигляді спеціальних виступів над теплоізоляцією паропроводів.

Коли залишкова деформація перевищує половину допускаємої (1,5 % для прямих труб) проводять вирізання зразків для визначання структурно-фазового стану, механічних властивостей і наявності пошкоджуваності.

Пропонується [7] на паропроводах проміжного перегріву, що мають штампозварні коліна зі сталі 15Х1М1Ф з видовженими зварними швами, виконувати контролювання їх стану через кожні 15 тис. год. напрацювання паропроводів.

ВИСНОВОК

Структурно-фазові зміни, деформація, пошкоджуваність і руйнування, загалом в металі зварних з'єднань паропроводів в процесі їх довготривалого напрацювання в умовах повзучості та втоми відбуваються більш інтенсивно ніж в основному металі паропроводів. І тому їх вивчення надається доцільним.

Питання для самоперевірення

Рекомендована література: [1–7].

Тема 3. ФІЗИКО-ХІМІЧНІ ПРОЦЕСИ ТА СТРУКТУРНІ ЗМІНИ В МЕТАЛІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ПАРОПРОВОДІВ ІЗ ТЕПЛОСТІЙКИХ ПЕРЛІТНИХ СТАЛЕЙ

3.1. Механізм самодифузії хрому, молібдену і ванадію.

3.1. Механізм самодифузії хрому, молібдену і ванадію

В процесі довготривалої експлуатації в умовах повзучості ($T_e = 545\text{--}585\text{ }^\circ\text{C}$, $P_e = 20,0\text{--}25,5\text{ МПа}$) в металі зварних з'єднань зі теплостійких перлітних сталей (12Х1МФ і 15Х1М1Ф) проходять фізико-хімічні процеси. Їх проходження зумовлює подальше збільшення структурної, хімічної та механічної неоднорідності металу зварних з'єднань. Наявність наведеної неоднорідності сприяє деградуванню їх металу і призводить до пошкоджуваності зварних з'єднань. Аналогічні процеси проходять і в основному металі паропроводів. Проте їх інтенсивність в основному металі та відповідно пошкоджуваність паропроводів є значно меншими, ніж металу зварних з'єднань, який підлягав зварювальному нагріванню. Зазначимо, що ресурс зварних з'єднань складає близько 0,6–0,8 ресурсу основного металу.

В процесі довготривалої експлуатації вихідна структура зварних з'єднань, що як правило, відповідає вимогам нормативної документації (ТУ 14-3Р-55-2011), поступово перетворюється у ферито-карбідну суміш. Проходять карбідні реакції $M_3C \rightarrow M_7C_3 \rightarrow M_{23}C_6$, а також відбувається коагулювання карбідних фаз, що сприяє утворенню мікропор повзучості, рис. 3.1. Швидкість наведених твердофазних реакцій контролюється рівнем сегрегації хрому і молібдену в приграничних зонах кристалів α -фази, що лімітується кількістю дифузійно-переміщеного хрому і молібдену до місця проходження карбідних реакцій.

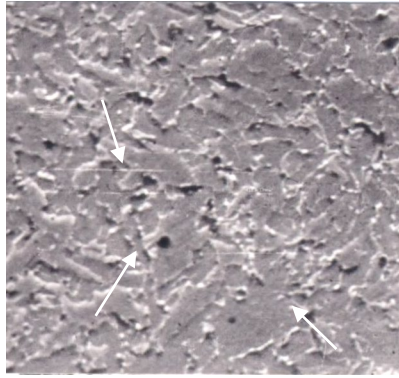


Рисунок 2.1 – Мікроструктура ділянки неповної перекристалізації ЗТВ зварного з'єднання паропроводу гострого пару. $\times 2\ 500$. Основний метал – сталь 12Х1МФ. Ресурс 170 тис. год. Пори помічені стрілками

Основи теорії дифузійних процесів стосовно зварних з'єднань зі теплостійких сталей, які довготривало експлуатуються (> 250 тис. год.) в умовах повзучості, потребують подальшого розвитку. Доцільно уточнити особливості самодифузії легувальних елементів, яка приводить до утворювання сегрегаційних прошарків і сприяє проходженню твердофазних карбідних реакцій.

Механізм дифузійного переміщення хрому і молібдену, при наявності пружних і хімічних сил в кристалах α -фази, в умовах повзучості пов'язаний з одночасним переміщенням вакансій і міжвузлових атомів. В кристалах обмін проходить при наданні атомам відповідної енергії активації. Така енергія необхідна для зменшення сил міжатомного зчеплювання в кристалах α -фази, що надає можливість переміщення атому із вузлового положення в міжвузлове, або зайняти вакантне місце. Енергію активації можна визначити з урахуванням потенціалів взаємодії між атомами.

При визначанні мінімальної енергії активації переміщення вакансій урахували характеристики поля змінних пружних напружень і релаксацію структури. Враховували, що енергія активації є близькою до 0,4–0,5 енергії кристалічної ґратки α -фази, яка віднесена до одного атому. Відносно найменшою являється енергія активації ділянки неповної перекристалізації зони термічного

впливу (ЗТВ) зварних з'єднань, яка характеризується наявністю значної структурної та хімічної неоднорідності. Ступінь такої неоднорідності є більшим аналогічних ступіней енергії активації других ділянок ЗТВ, а також металу шва і основного металу. Відносно найбільша, енергія активації необхідна для переміщення атомів в основному металі, який не підлягав зварювальному нагріванню.

Частота переміщення вакансій шляхом стрибків V_v стосовно кристалу α -фази надається у вигляді виразу

$$V_v = C_v \exp\left(-\frac{E_A}{RT}\right), \quad (3.1)$$

де: E_A – енергія активації переміщення вакансій, Дж/(г·атом); C_v – координаційне число; R – газова постійна 8,3 Дж/г·атом; T – температура, °С; ν – передекспоненціальний коефіцієнт, близький по значенню до $10^{13} \cdot \text{с}^{-1}$.

Направлене переміщення вакансій на місце атомів першої координаційної сфери приймали, як ефект напруженого стану системи. Коефіцієнт самодифузії вакансій в умовах повзучості визначали шляхом виділення в кристалі двох паралельних площин K_1 і K_2 , площею 1 мм^2 , що знаходяться на відстані b , яка є близькою до параметру кристалічної ґратки α -фази ($b = 0,25 \text{ нм}$). Допускали, що концентрація вакансій в одній пластині K_1 є більшою ніж у пластині K_2 . Тоді направлений потік вакансій від більшої їх концентрації до меншої з урахуванням допущень можна представити у вигляді уточненого виразу

$$J = -\frac{1}{6} \nu^1 b^2 \frac{dK_V}{dx}, \quad (3.2)$$

де: ν^1 – частота стрибків вакансій; b – параметр кристалічної ґратки; K_V – поверхнева концентрація вакансій; «-» напрям переміщення вакансій в сторону їх меншої концентрації.

При вивчанні механізму самодифузії враховували близькі за значеннями коефіцієнти дифузійного переміщення (стрибки) вакансій і атомів, а також особливості активації такого переміщення в кристалах α -фази, який залежить від температури. Виявили що, для даних умов повзучості, енергія активації переміщення вакансій може відповідати енергії активації переміщення атомів хрому, тобто 2,2–2,9 еВ.

При напрацюванні зварних з'єднань в умовах повзучості понад 250 тис. год. і наявності часткового деградування їх структури, інтенсивність переміщення хрому і молібдену забезпечується гантельним і вакансійним механізмами. Таке переміщення відбувається при наявності переповзання дислокацій і дією градієнту хімічного потенціалу. Переміщення частково проходить шляхом утворювання міжвузловими атомами з кожним із близькорозташованих атомів конфігурації типу рухливих гантелей, рис. 3.2.

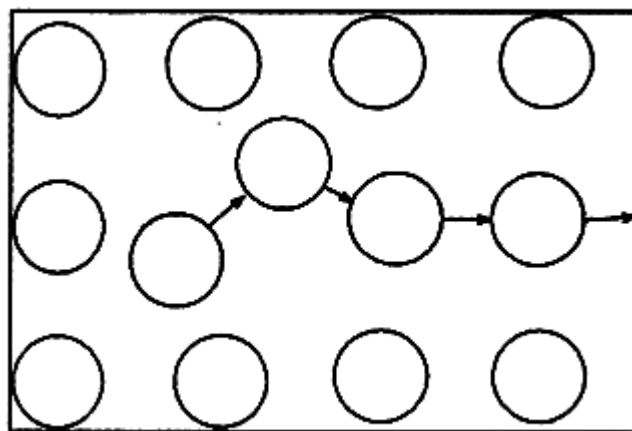


Рисунок 3.2 – Схема гантельного механізму переміщення атомів в кристалі α -фази

Гантельний механізм реалізується при наявності в кристалах α -фази пор, розміром 0,5–1,7 мкм (рис. 3.3.), а також полігональної структури, рис. 3.4.



Рисунок 3.3 – Структура металу шва з мікропорами повзучості (сплав 10ХМФ) зварного з'єднання зі сталі 15Х1М1Ф. Ресурс 190 тис. год.



Рисунок 3.4 – Полігональна структура (х 6 000) зерна α -фази ділянки неповної перекристалізації металу ЗТВ зварного з'єднання зі сталі 15Х1М1Ф (ресурс 186 тис. год.)

Процес полігонізування пов'язаний з формуванням субструктури зерен, що відбувається при переміщенні дислокацій ковзанням і переповзанням. Відо-

мо, що переповзання проходить при дифузійному переміщенні атомів хрому, молібдену і ванадію. Саме цим пояснюється рівність енергії активації повзучості та енергії активації самодифузії стосовно металу зварних з'єднань паропроводів.

Коефіцієнт дифузії D залежить від температури, для його визначання запишемо рівняння Арреніуса

$$D = D_0 \exp\left(-\frac{E_D}{RT}\right), \quad (2.3)$$

де: D_0 – передекспоненціальний множник, який характеризується за Френкелем відстанню між найближчими атомами одного напрямку у ґратці α -фази, а також періодом і частотою атомних коливань; E_D – залежність коефіцієнта самодифузії від температури, яка визначається як сума ентальпій утворення вакансій E_{H_1} і енергії активації стрибків атомів E_{V_1} , тобто $E_{H_1} + E_{V_1}$ (вакансійний механізм). Враховується як сума ентальпій утворення вакансій і переміщення атомів (гантельний механізм) $E_{H_2} + E_{V_2}$. Значення D_0 хрому в структурі зварних з'єднань паропроводів зі сталі 15X1M1Ф складає $14,2 \cdot 10^{-3} - 17,2 \cdot 10^{-3} \text{ см}^2/\text{с}$, що відповідає відрізку ординати, відсікаємої прямої Арреніуса $1/T = 0$ (або $\ln D_0$).

Залежність коефіцієнта самодифузії від температури складає $E_D = (E_{H_1} + E_{V_1}) + (E_{H_2} + E_{V_2})$. Для металу зварних з'єднань зі сталей 15X1M1Ф і 12X1MФ, які довготривало експлуатуються в умовах повзучості, $E_D = 220 - 270 \text{ кДж/моль}$, що суттєво залежить від їх структурної та хімічної неоднорідності.

Дифузійне переміщення атомів переважно забезпечується пружними силами і хімічним потенціалом

$$\mu = \mu_0 + kT \ln C_m,$$

де C_m – концентрація атомів хрому і молібдену. Запишемо хімічну силу, як зміну хімічного потенціалу і концентрації (знак «-» показує, що сила направлена на вирівнювання хімічного потенціалу і концентрації)

$$f_{\text{хім}} = - \left(\frac{\partial \mu}{\partial x} \right)_T = - \frac{RT}{C_m} \left(\frac{\partial C_m}{\partial x} \right)_T, \quad (2.4)$$

Під дією хімічної сили $f_{\text{хім}}$ відбувається дифузійне переміщення атомів хрому і молібдену. Для кристала α - фази запишемо $f_{\text{хім.Cr}} + f_{\text{хім.}\mu_0}$. В металі зварних з'єднань, як в нестационарній системі, процеси дифузії виражається другим законом Фіка

$$\begin{cases} \frac{\partial C_{\text{Cr}}}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} D \frac{\partial C_{\text{Cr}}}{\partial x} \\ \frac{\partial C_{\text{Mo}}}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} D \frac{\partial C_{\text{Mo}}}{\partial x} \end{cases} \quad (2.5)$$

де: x – середнє зміщення дифундувальних атомів хрому і молібдену, яке визначається експериментально.

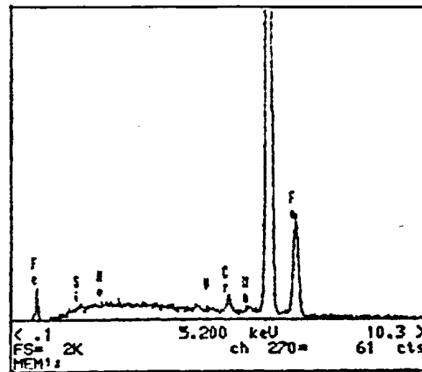
Відповідно наближене значення коефіцієнтів дифузії D для хрому і молібдену знаходиться через квадрат середнього зміщення:

$$D = \frac{x^2}{2t}, \quad (2.6)$$

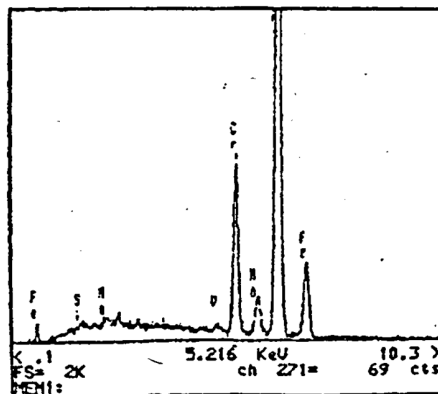
Значення середніх дрейфових швидкостей, а також коефіцієнтів самодифузії хрому і молібдену в металі зварних з'єднань, які довготривало експлуатуються в умовах повзучості суттєво відрізняються. Підтвердженням є наявність сегрегацій по границях зерен α -фази, рис. 3.5 і рис. 3.6, що сприяє переходу хрому і молібдену в карбіди і утворюванню нових карбідів.

Середнє значення сегрегацій хрому, рис. 3.5–3.7, є значно більшим анало-

гічних сегрегацій молібдену. Відомо, що дифузійна рухливість атомів молібдену є вищою за дифузійну рухливість атомів хрому. Водночас при наявності атомів хрому, ванадію, кремнію і марганцю, а також здатністю молібдену утворювати нові карбіди (Mo_2C), інтенсивність формування сегрегацій хрому по границях зерен α -фази суттєво зменшується.



а)



б)

Рисунок 3.5 – Спектр кристала α -фази металу шва сплав 08ХМФ:

а – вихідний стан; *б* – після напрацювання 276 тис.год.

(зварне з'єднання зі сталі 15Х1М1Ф)

В карбідах металу зварних з'єднань, напрацювання яких в умовах повзучості складає 280 тис. год., знаходилось близько 62 % V, 62 % Mo, 50 % Cr. Кількість карбідів VC збільшилась приблизно на 11–16 % порівняно з

їх вихідною кількістю. В коагулювальних карбідах (переважно) $M_{23}C_6$ ($a = 1,05722$ нм) відбувається поступове, заміщення атомів хрому на атоми молібдену. Таке заміщення в карбідах розташованих на границях зерен проходить з більшою швидкістю, ніж в карбідах, які знаходяться в самих зернах.

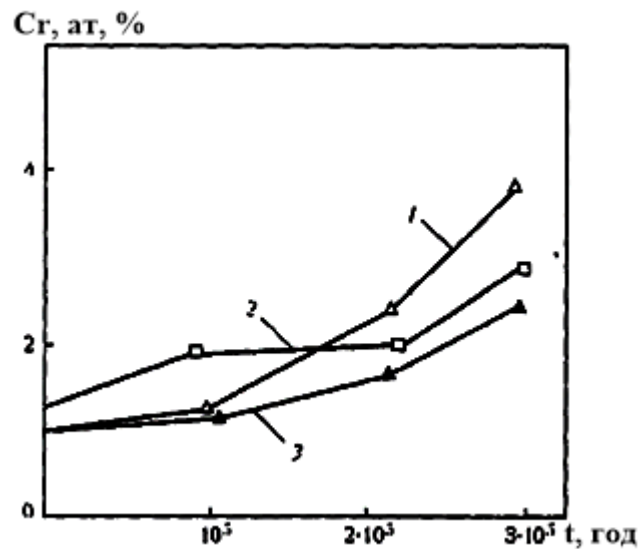


Рисунок 3.6 – Залежність локальної сегрегації хрому на границі кристалу α -фази від часу:

1 – ділянка неповної перекристалізації ЗТВ; 2 – ділянка перегріву;
3 – метал шва. Зварне з'єднання зі сталі 15X1M1Ф

Дифузійне переміщення атомів молібдену, хрому і заліза (атомні радіуси $Cr = 0,127$ нм, $Mo = 0,139$ нм, $Fe = 0,126$ нм), в металі паропроводів стосовно умов повзучості помітно відрізняється. Відповідно є різною і енергія активації, яка забезпечує переміщення наведених елементів. Відмінність зумовлена силою зв'язку між атомами в ґратці (енергією ґратки). При наявності структурної та хімічної неоднорідності дифузійне переміщення наведених атомів на ділянках металу ЗТВ, в основному металі і в металі шва відрізняється суттєво.

Енергія активації хрому, дифузійна рухливість якого є найбільш значимою в кристалах α -фази, відрізняється від енергії активації других елементів.

Хімічні коефіцієнти дифузії D_{Cr} і D_{Mo} , з урахуванням даних роботи, визначають через коефіцієнти самодифузії D_{Cr}^* і D_{Mo}^* , які отримали експериментально, рис. 3.6. Загалом самодифузію легувальних елементів доцільно стримати, що надається складною задачею.

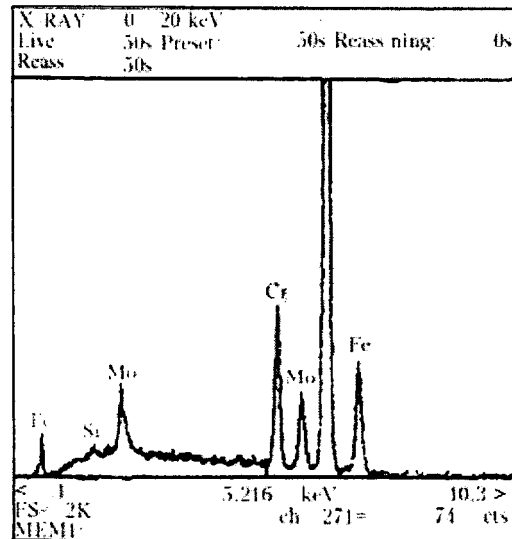


Рисунок 3.7 – Спектр зерна α -фази. Ділянка неповної перекристалізації ЗТВ зварного з'єднання паропроводу гострого пару зі сталі 12Х1МФ (ресурс 275 637 год.)

Енергія активації самодифузії ΔH_0 елементів Cr, Mo і V пов'язана з температурою плавлення $\Delta H_{cp}/T_{пл} = 1,5 \cdot 10^{-3}$ еВ/К. Швидкість дифузії легувальних елементів є більшою ніж швидкість дифузії заліза.

$$\begin{cases} D_{Cr} = D_{Cr}^* \left(1 + \frac{d \ln f_{Cr}}{d \ln \gamma_{Cr}} \right) = D_{Cr}^* \frac{d \ln \alpha_{Cr}}{d \ln \gamma_{Cr}} \\ D_{Mo} = D_{Mo}^* \left(1 + \frac{d \ln f_{Mo}}{d \ln \gamma_{Mo}} \right) = D_{Mo}^* \frac{d \ln \alpha_{Mo}}{d \ln \gamma_{Mo}} \end{cases} \quad (3.7)$$

де: α_{Cr} , α_{Mo} – активність елементів хрому і молібдену; f - коефіцієнт активації $f = \alpha/\gamma$; γ – концентрація хрому і молібдену; $1 + \frac{d \ln f}{d \ln \gamma}$ – термодинамічний чин-

ник.

Параметри a і f встановлюються на основі даних сегрегації хрому (див. рис. 3.5–3.6), рівень якої помітно збільшувався відповідно збільшуванню часу напрацювання зварних з'єднань.

В теплостійких сталях температурна залежність коефіцієнтів самодифузії хрому і молібдену надається наступним рівнянням

$$D = 0,2 \exp \left(- \frac{33T_{nl}}{RT} \right). \quad (2.8)$$

В умовах тривалого напрацювання значення енергії активації, передекспонентного множника будуть відрізнятися, в інтервалі 0,01–4,0 см²/с. Відповідно змінюється і коефіцієнт в чисельнику. Значення середнього коефіцієнту дифузії D_{Cr} в металі зварних з'єднань зі сталі 15X1M1Ф (напрацювання 276 тис.год.) складає приблизно від 2,3–2,7⁻¹² до 3,1–3,3⁻¹⁴ см²/с. Показник цього коефіцієнту суттєво залежить від умов напрацювання зварних з'єднань (пуски-останови енергоблоків, перегрівання), а також від їх структури, хімічного складу та інших чинників. Інтенсивність утворювання сегрегацій молібдену складає біля 0,3–0,4 інтенсивності сегрегацій хрому, див рис. 3.7.

В металі зварних з'єднань після їх напрацювання понад 270 тис. год., спостерігається тенденція до зменшування дифузійної рухливості атомів хрому і збільшування дифузійної рухливості атомів молібдену, що потребує додаткового вивчення. Зменшування рухливості хрому і збільшування молібдену узгоджується із відповідними змінами їх хімічних потенціалів. При визначанні коефіцієнтів самодифузії враховували похибку, яка обумовлена відмінністю хімічного складу зразків дифузійної пари, градієнта концентрації в кристалі α -фази, де визначається даний коефіцієнт; особливостями границь розділу фаз; неоднорідністю хімічного складу сталі; структурною неоднорідністю і розмірами зерен.

Значення хімічних коефіцієнтів самодифузії для різних структурних діля-

нок зварних з'єднань суттєво відрізняються. З урахуванням наведених коефіцієнтів встановлено, що найбільш інтенсивно проходять дифузійні процеси в умовах повзучості на ділянці неповної перекристалізації ЗТВ, (див. рис. 3.6.), що підтверджуються даними поверхневого мікрозондового аналізування (див. рис. 3.7).

Дифузійне переміщення атомів хрому, а також атомів молібдену (меншою мірою) призводить до утворювання в зернах α -фази приграничних ділянок сегрегацій (див.рис. 3.5–3.6). Збільшення концентрації наведених елементів обумовлено енергією зв'язку, середньою тепловою енергією kT , частотами стрибків атомів хрому і молібдену, переміщенням вакансій, що в свою чергу визначається різницею хімічних потенціалів. Таке збільшення загалом ґрунтується на наявності суттєвої хімічної і структурної неоднорідності металу зварних з'єднань.

Хімічну неоднорідність, як сегрегацію, що формується внаслідок дифузії атомів хрому і молібдену, доцільно виявляти шляхом електронно-зондового мікроаналізування робочої поверхні шліфів з використанням скануючого електронного мікроскопу, наприклад «JCM-820», який має систему ренгенівського мікроаналізатора «Link AN 10185S».

Наявність локальних зон сегрегацій, які захвачують від декількох атомних шарів до приблизно 0,1 мкм (при зміщенні їх когерентності) по границях кристалів α -фази, не викликає відчутних змін механічних властивостей. Основним ефектом сегрегаційних зон є збільшення швидкості карбідних реакцій $M_3C \rightarrow M_7C_3 \rightarrow M_{23}C_6$, а також коагулювання $M_{23}C_6$ (переважно). Наявність коагулювання забезпечується відповідною концентрацією в сегрегаційних прошарках хрому і молібдену, що призводить до деградування та пошкоджуваності металу паропроводів, які довготривало експлуатуються в умовах повзучості і, більшою мірою, їх зварних з'єднань. Отримання зварних з'єднань зі зменшеною структурною і хімічною неоднорідністю дозволяє зменшити інтенсивність дифузійних процесів. Таким чином при довготривалому напрацюванні зварних

з'єднань в умовах повзучості надається можливість підвищити стабільність їх структури і зменшити пошкоджуваність, а також збільшити ресурс напрацювання зварних з'єднань приблизно на 15–20 %.

ВИСНОВОК

Підвищення якісних характеристик вихідної структури зварних з'єднань паропроводів слід забезпечувати шляхом використання удосконаленої технології їх зварювання. Наведена технологія передбачала зварювання на оптимальних параметрах режиму.

Питання для самоперевірення

Рекомендована література: [1–7].

Тема 4. ПОВЗУЧІСТЬ МЕТАЛУ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ПАРОПРОВОДІВ

4.1. Повзучість металу зварних з'єднань паропроводів.

4.1. Повзучість металу зварних з'єднань паропроводів

Структурно-фазові зміни, що відбуваються в металі зварних з'єднань паропроводів в умовах повзучості сприяють його пластичному деформуванню. Особливістю структурно-фазового стану металу зварних з'єднань є наявність неоднорідності, рівень якої значною мірою залежить від терміну їх напрацювання. Зварні з'єднання мають зону термічного впливу, структура якої формується під впливом зварювального нагрівання. До складу ЗТВ входять ділянки (рис. 4.1) сплавлення, перегріву, нормалізації та неповної перекристалізації. Розміри ділянок та їх вихідна структура залежить від зварювального нагрівання отриманих з'єднань. Ділянка сплавлення ЗТВ нагрівається в область температур T_S-T_L , ділянка перегріву – в область температур $T_S-1\ 150\ ^\circ\text{C}$ (близько); ділянка нормалізації – в область температур приблизно $1\ 150\ ^\circ\text{C} - A_{c3}$; ділянка неповної перекристалізації – в область температур $A_{c1}-A_{c3}$.

На ділянках ЗТВ зварних з'єднань можуть формуватися, залежно від зварювального нагрівання, браковочні структури, або структури близькі до браковочних. Наявність структурної неоднорідності сприяє прискорюванню фізико-хімічних процесів, які проходять в металі зварних з'єднань, що довготривало експлуатуються в умовах повзучості. Відносно найбільша структурна неоднорідність спостерігається на ділянках сплавлення, перегріву і неповної перекристалізації ЗТВ зварних з'єднань, де інтенсивність проходження фізико-хімічних процесів є більшою, ніж в металі шва і в основному металі. Від рівня неоднорідності залежить швидкість перетворювання вихідної структури у

ферито-карбідну суміш.

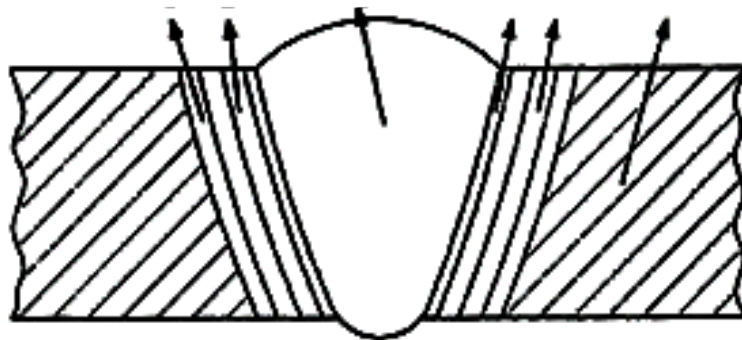


Рисунок 4.1 – Схема ділянок зони термічного впливу зварних з'єднань:

1 – ділянка сплавлення; 2 – ділянка перегріву; 3 – ділянка нормалізації;
4 – ділянка неповної перекристалізації; 5 – основний метал; 6 – метал шва

Деформація металу зварних з'єднань має відповідні особливості. Контроль деформації проводиться згідно нормативної документації [1–5]. Виявили, що в процесі довготривалого напрацювання паропроводів (250–280 тис. год.), при масовій деформації паропроводів 0,5–0,7 %, деформація ділянки неповної перекристалізації ЗТВ складає 3–5 %, а ділянки перегріву – 2–3 %. Деформація металу зварних з'єднань при їх напрацюванні понад 250–270 тис. год., залежно від структурного стану ділянок ЗТВ, а також металу шва та основного металу, і може складати 3–6 %. Наявність деформації ділянок ЗТВ зварних з'єднань сприяє збільшенню їх пошкоджуваності за механізмом повзучості та втоми.

Полоси ковзання, в місцях їх виходу на границях трьох зерен утворюють мікросуцільності, що сприяють проковзуванню по границях зерен. Наявність проковзування, в свою чергу, сприяє утворенню мікросуцільностей і зародкових пор. Їх утворення відбувається на границях зерен біля виділень других фаз.

Процес деформації металу зварних з'єднань забезпечується переміщен-

ням дислокацій за механізмом переповзання і за механізмом ковзання. В кристалах α -фази ковзання переважно відбувається за площинами з індексами $\{110\}$ і $\{112\}$, що близько до результатів досліджування ковзання в роботах. Водночас на ділянці неповної перекристалізації ЗТВ, до нові продукти розпаду аустеніту представляють глобуляризований перліт, рис. 4.2, виявили окремі площини ковзання з індексами $\{123\}$, що потребує подальшого уточнювання.

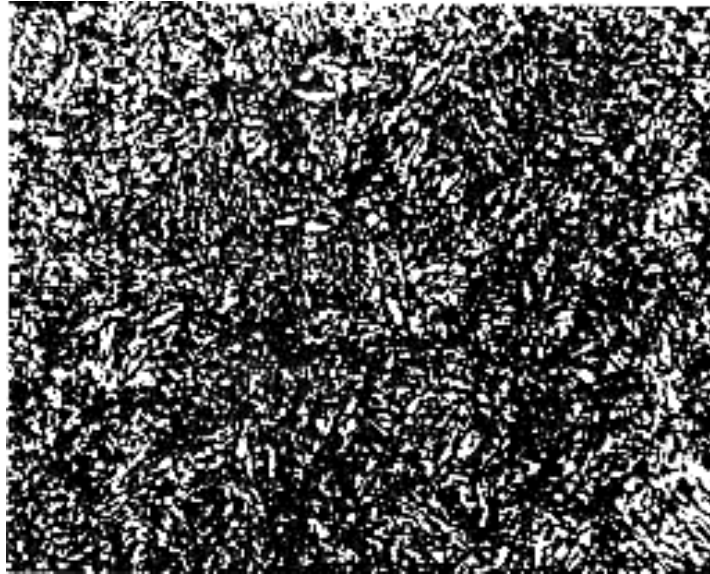


Рисунок 4.2 – Структура ділянки неповної перекристалізації ЗТВ зварного з'єднання паропровода гострого пару зі сталі 15X1M1Ф. x 160.
Ресурс 280 тис. год.

Деформація кристалів α -фази сприяє утворенню пор повзучості, які в процесі напрацювання, перетворюються в тріщини повзучості, рис. 4.3. Наявність деформації потребує, для досліджування її особливостей, використання теорії дислокацій.

Переміщення дислокацій, в тому числі слабо розщеплених, в структурі металу зварних з'єднань, проходить шляхом утворення сходинок і подальшого переміщення дислокацій зі сходинками. Швидкість переміщення дислокацій забезпечується дією нормальних напружень і напружень зсуву, що узго-

джується з положеннями. В процесі довготривалого напрацювання зварних з'єднань швидкість повзучості можна представити, як функцію температури та напруження.

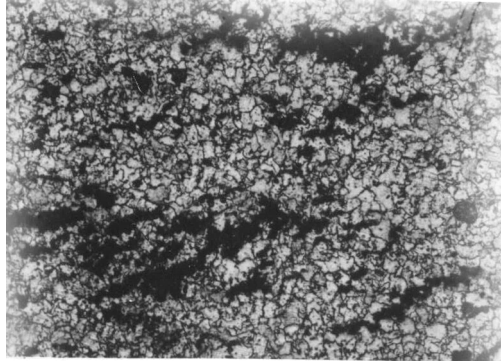


Рисунок 4.3 – Мікропори і мікротріщини повзучості в ЗТВ зварного з'єднання зі сталі 12X1M1Ф, х 160. Ресурс 280 тис. год.

Властивості металу зварних з'єднань в процесі довготривалого напрацювання характеризуються проявом структурних змін. Деформація металу, як функція часу при напрацюванні зварних з'єднань 260–290 тис. год., переважно відповідає другій стадії повзучості.

В процесі повзучості рельєф полос ковзання ускладнюється, а відстань між полосами збільшується. Після напрацювання зварних з'єднань понад 270 тис. год. починають проявлятися елементи ковзання по границях зерен. При відсутності деформації зсуву таке явище можна вважати різновидом прояву полігонізування, рис. 4.4, що підтверджується наявністю початкової стадії зсувів.

Згідно статистики більшість руйнувань вихідних елементів пароперегрівачів відбувається під дією повзучості і підсилюється перегріваннями (аварійне викидання пару).

Водночас частина дислокацій формує в кристалах α -фази субграниці з відносною високою енергією дефектів упакування, що сприяє їх переповзанню.

В кристалах α -фази (деформація 4–6 %) розорієнтація між субзернами

складає не більше 10° , що характерно для блоків по обидві сторони полос скиду (рис. 4.5).

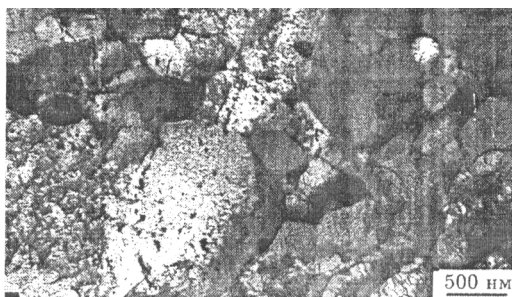


Рисунок 4.4 – Полігонізування зерен α -фази в металі ділянка неповної перекристалізації ЗТВ зварного з'єднання паропровода зі сталі 12Х1МФ.

Ресурс 276 тис. год.

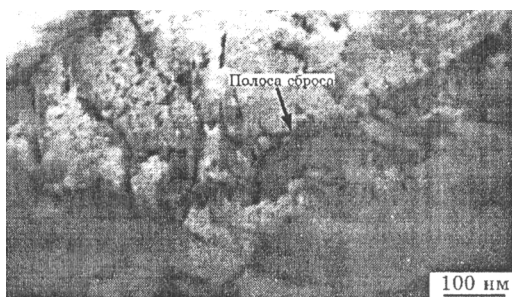


Рисунок 4.5 – Мікроструктура металу ділянки неповної перекристалізації ЗТВ зварного з'єднання зі сталі 12Х1МФ. ($\epsilon = 4\%$)

При збільшуванні ступіні деформації зростає і рівень розорієнтації суб-границь. Розмір субграниць, при напрацюванні зварних з'єднань 250–280 тис. год. зростає відносно повільно. Збільшування деформації призводить до більш помітного сплетення дислокацій і зароджування фрагментованої структури, рис. 4.6.

Шляхом використання електронної мікроскопії виявили, що природа полігонізування зерен α -фази на ділянках ЗТВ, а також в металі шва і в основному металі є різною, рис. 4.7. При збільшуванні ступіня деформації субграниці про-

являються більш чітко. Відмічається зменшення кількості дислокацій всередині субзерен. По границях кристалів α -фази, розташованих під кутом 45° до вісі напруження (напруження ковзання $\langle 111 \rangle$), швидкість ковзання є найбільшою, що характерно для ділянки неповної перекристалізації ЗТВ. При зменшуванні або при збільшуванні кута нахилу швидкість ковзання знижується.



Рисунок 4.6 – Дислокаційні сплетення в зернах α -фази структури ділянки неповної перекристалізації ЗТВ зварних з'єднань зі сталі 12Х1МФ ($\epsilon = 8 \%$, початкова стадія розвитку фрагментованої структури)

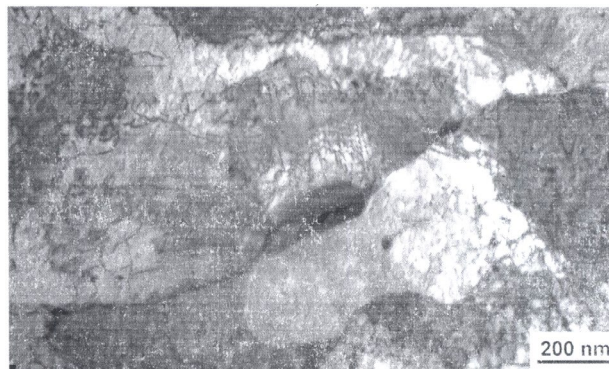
Такий механізм ковзання проявляється при наявності напружень зсуву впродовж границь зерен. Окремі ділянки границь зерен переміщуються короткими стрибками, які потім сумуються, що проявляється як ефект збільшення деформації за рахунок проковзування по границях зерен. Одночасно, в умовах повзучості, границі можуть локально усуватися, тобто порушується їх суцільність, рис. 4.8. Подібне усунення границь зерен спостерігали в структурі зварних з'єднань паропроводів, напрацювання яких в умовах повзучості складало понад 270 тис. год. Таким чином в металі зварних з'єднань відбуваються процеси відпочинку і рекристалізування, які потребують окремого досліджування.

Енергоблоки ТЕС нараховують значну кількість зварних з'єднань, які працюють в близьких умовах повзучості, див. табл. 1.6. І тому розміри ділянок ЗТВ таких зварних з'єднань, а також їх структуру, відносну деформацію і рівень пошкоджуваності можна розглянути на прикладі одного з'єднання. Вод-

ночас визначання деформації ділянки сплавлення ЗТВ, див. рис. 2.8, із-за її малих розмірів, надається ускладненим.



а



б

Рисунок 4.7 – Полігональна структура основного металу паропроводу зі сталі 12X1МФ, $\varepsilon = 0,5\%$, – а; ділянка неповної перекристалізації ЗТВ зварного з'єднання зі сталі 12X1МФ, $\varepsilon = 5\%$ – б

В процесі довготривалого напрацювання зварних з'єднань в умовах повзучості перехід легувальних елементів Cr, Mo і V в карбіди і утворення сегрегацій, зумовлює збільшення деформаційної здатності зерен. Досліджування перетворення вихідної структури металу зварних з'єднань у ферито-карбідну

суміш передбачас: визначання вмісту хрому, молібдену і ванадію в сегрегаціях; розміщення карбідів, рис. 4.9; визначання наявності хрому, молібдену і ванадію в карбідах; виявлення ефекту усунення границь зерен; проковзування по границях зерен; відхід границь зерен від коагулювальних карбідів, які знаходяться на таких границях. Загалом фізико-хімічні процеси забезпечують проходження в структурі металу зварних з'єднань відпочинку і рекристалізування, які відбуваються в умовах робочих напружень і температур.

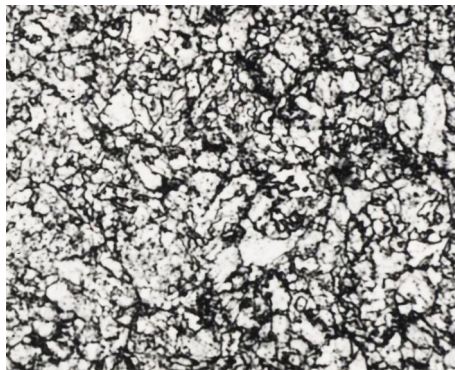


Рисунок 4.8 – Структура ділянки перегріву ЗТВ зварного з'єднання свіжої пари зі сталі 15Х1М1Ф. х 160. Ресурс 280 тис. год. Порушення суцільності границь зерен вказано стрілками

Найбільша швидкість наведеного перетворювання характерна для структури ділянки неповної перекристалізації ЗТВ зварних з'єднань, див. рис. 4.1. В структурі, яка сформувалася, рис. 4.8. по границях зерен утворюються преривчасті ланцюжки із видовжених карбідів $M_{23}C_6$, що дозволяє таку структуру розглядати, як браковочну.

Доцільно виявити ступінь деформації металу ділянок ЗТВ, а також рівень деформації по границях зерен, що пов'язано з зароджуванням і розвитком пор повзучості і наступним їх перетворюванням у тріщини повзучості, див. рис. 4.3, 4.9. Також важливо виявити внесок деформації по границях зерен в загальну деформацію металу ділянок ЗТВ.

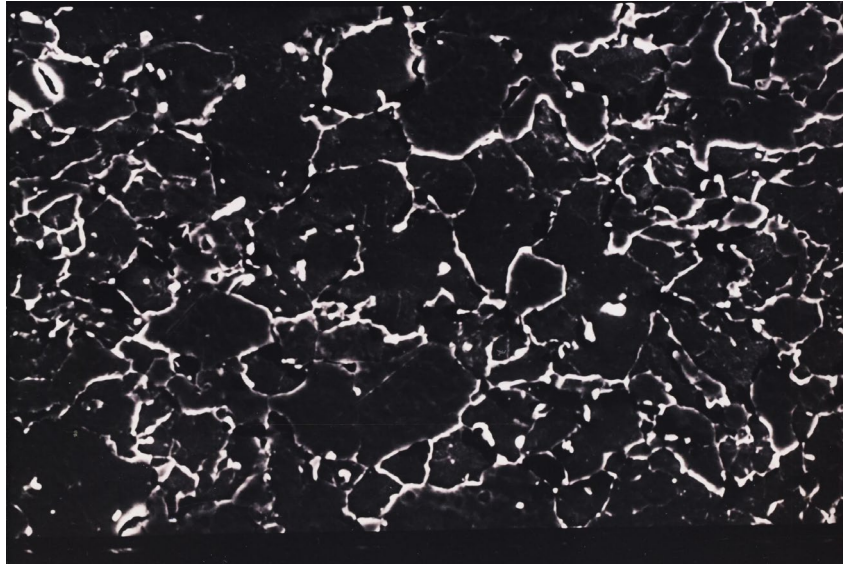


Рисунок 4.9 – Структура ділянки неповної перекристалізації ЗТВ.
Світлі карбідні виділення розташовані переважно на границях зерен.
Основний метал сталь 12Х1МФ. Ресурс 276 тис. год. x 2 500

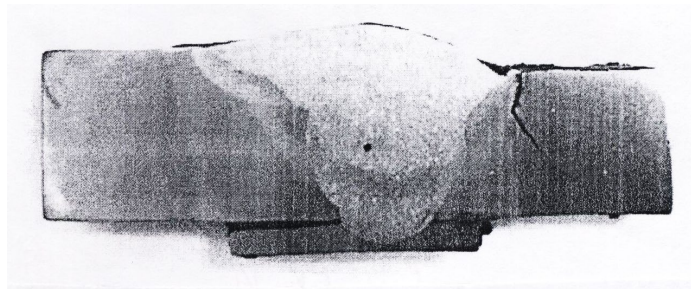


Рисунок 2.17 – Пошкоджуваність тріщиною повзучості зварного з'єднання
зі сталі 12Х1МФ. x 1,0. Ресурс 280 тис. год.

Ступінь відносної деформації (ε) ділянок ЗТВ, а також металу шва зварних з'єднань, визначається за формулою

$$\varepsilon = Anlk^m S, \quad (4.1)$$

де: A – коефіцієнт, який характеризує середню ступінь перетворювання вихідної структури ділянки ЗТВ у феррито-карбідну суміш; n – кількість зерен на 1 мм^2 ; l – середня величина зміщення границь зерен; k – коефіцієнт, який характеризує структурну зміну зерен; m – коефіцієнт, який характеризує зміну границь зерен; S – площа ділянки ЗТВ, див. рис. 4.1, табл. 4.1., або площа металу шва.

Таблиця 4.1 – Значення коефіцієнтів, які входять до формули (4.1.)

Ділянки ЗТВ, структура	A	Бал зерна (номер) ДСТУ 8972:2019	n	l	k	m	$S, \text{мм}^2$
Ділянка перегріву: сорбіт + карбіди	0,11	4	128	0,3	0,3	4	60
Ділянка неповної перекристалізації: ферит + відпущений бейніт + глобуляризований перліт	0,09	5	256	0,5	0,2	3	70

Дрібні карбіди в зернах α -фази і по їх границях ефективно гальмують ковзання дислокацій. При коагулюванні карбідів шляхом коалесценції їх загальна кількість зменшується, що приводить до знижування опору зерен пластичному деформуванню. Знижуванню також сприяє перехід хрому, молібдену і ванадію із зерен в карбіди.

Для виявлення ступіню деформації слід визначити: структурний стан відповідної ділянки ЗТВ; зсув окремих границь зерен з наступним його усеред

ненням і внесенням відповідних поправок у формулу (4.1.);

$$l = a_1/a_2,$$

де a – вихідна площа зерна, мм^2 ; a_2 – розрахункова площа зерна після його деформації і рекристалізування. Враховували, що вихідна структура, яка регламентується нормативною документацією для сталі 12Х1МФ складає сорбіт і ферит.

На кожній ділянці ЗТВ, а також в металі шва зварних з'єднань, перетворення вихідної структури у ферито-карбідну суміш проходить нерівномірно. І тому необхідно усереднити коефіцієнт A стосовно структури ділянки, яка розглядається. Ферито-карбідні суміші, що утворюються в результаті структурно-фазового перетворення, суттєво відрізняються між собою. З допомогою коефіцієнта k враховували наявність сегрегацій, які утворюються в структурі зерен. При знаходженні хрому в сегрегаціях 1,5–2,5 % значення k складає 0,2, при знаходженні 2,5–3,5 % – 0,3, а при 3,5–4,1 % відповідно – 0,4. Зауважимо, що знаходження хрому в сегрегаціях, яке складає 4,1 %, є граничним. Вміст молібдену в сегрегаціях для визначання коефіцієнту k є менш значимим, тому що молібден, в більшій ступіні, ніж хром переходить у карбіди, чому сприяє його більша спорідненість до вуглецю. Шляхом використання коефіцієнта m враховується зміна форми границь зерен, а також локальне порушення їх суцільності, див. рис. 4.7, що характерно для початкової стадії процесу первинного рекристалізування. Значення S (площа ділянки ЗТВ або металу шва) визначають з допомогою оптичної мікроскопії, безпосередньо на самому шліфі. Наприклад, при $S = 60 \text{ мм}^2$ (див. табл. 4.1, рис. 4.9). Вимірювання площі ділянок ЗТВ, наприклад перегріву, див. рис. 4.1, внаслідок їх симетрії, відносно металу шва проводять з однієї сторони.

Доцільність визначання відносної деформації кожної із ділянок ЗТВ, а також металу шва полягає в тому, що від її ступіні залежить пошкоджуваність

зварних з'єднань, а також їх ресурс. Практично, в умовах роботи зварних з'єднань ступінь деформації ділянок ЗТВ визначити не надається можливим. Водночас, така можливість надається для однотипних зварних з'єднань шляхом вивчення особливостей структурного стану, на контрольному зразку вирізаному із діючого паропроводу. Зміна форми зерен (деформація) залежить від робочих параметрів: температури ($T_e = 545\text{--}585\text{ }^\circ\text{C}$); напруження ($\sigma_p = 20,0\text{--}25,5\text{ МПа}$); структурно-фазового стану металу зварних з'єднань, терміну їх напрацювання, а також від інших менш значимих параметрів. Виявили, що доля ковзання по границях зерен є незначною і складає, стосовно напрацювання зварних з'єднань понад 270 тис. год. близько 3–8 % від рівня їх масової деформації рис. 4.10. При збільшенні деформації відповідно зменшується міцність зварних з'єднань та їх ударна в'язкість. Водночас збільшується пошкоджуваність за механізмом повзучості. Отже надається винятково важливим впровадження ефективних методів контролювання якості зварних з'єднань довготривало працюючих в умовах повзучості та втоми.

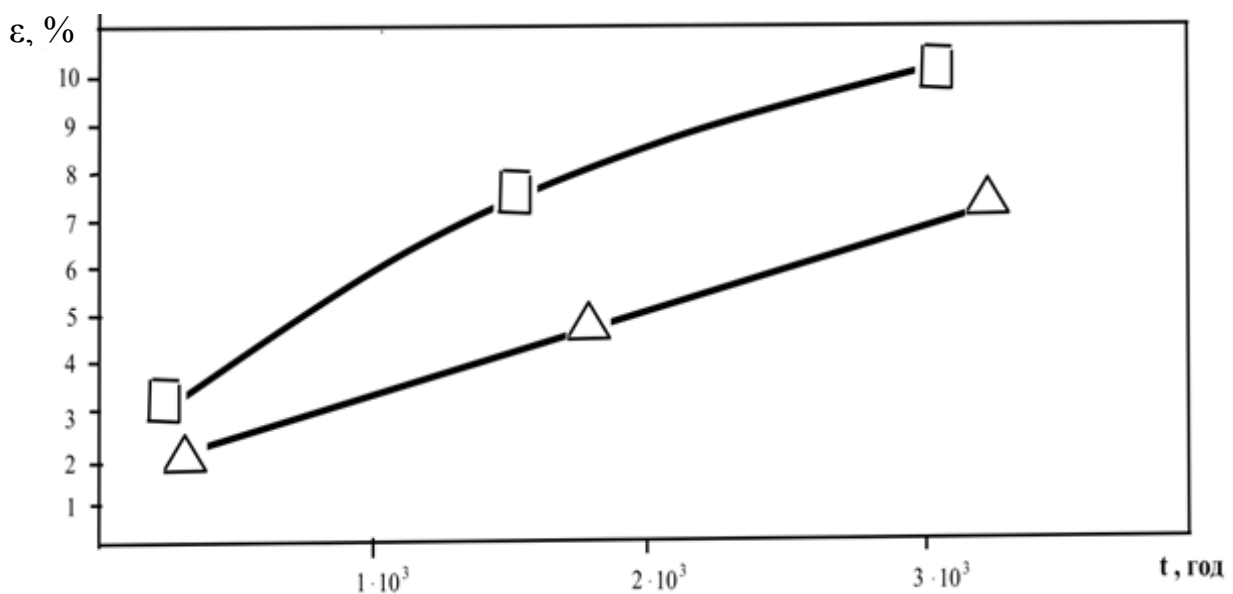


Рисунок 4.10 – Доля ковзання по границях зерен в загальній деформації:

□ – ділянка неповної перекристалізації ЗТВ; Δ – метал шва.

Зварне з'єднання зі сталі 15Х1М1Ф

ВИСНОВКИ

Стосовно структури зварних з'єднань зі теплостійких сталей характерною є лінійна залежність між ковзанням по границях зерен і пластичною деформацією. Доля ковзання в масовій (повній) деформації ділянок ЗТВ, металу шва і основного металу відрізняється, що можна пояснити їх різним структурно-фазовим станом.

Питання для самоперевірення

Рекомендована література: [1–7].

ЛЕКЦІЯ 5

Тема 5. ДЕФОРМАЦІЯ МЕТАЛУ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ПАРОПРОВОДІВ ПРИ ЇХ ДОВГОТРИВАЛОМУ НАПРАЦЮВАННІ В УМОВАХ ПОВУЧОСТІ ТА ВТОМИ

5.1. Деформації металу зварних з'єднань паропроводів при їх довготривалому напрацюванні в умовах повучості та втоми.

5.1. Деформація металу зварних з'єднань паропроводів при їх довготривалому напрацюванні в умовах повучості та втоми

Емпіричний підхід визначання залежності деформації металу зварних з'єднань від їх структурного стану, робочого напруження, температури і терміну напрацювання вимагає уточнювання. Допускаючи, що повзучість активується температурою, швидкість повзучості визначають із рівняння Арреніуса

$$\bar{\varepsilon} = \bar{A} e^{-\frac{\Delta E}{RT}}, \quad (5.1)$$

де: $\bar{\varepsilon}$ – швидкість повзучості; ΔE – енергія активації процесу повзучості; T – абсолютна температура; R – універсальна газова постійна; \bar{A} – коефіцієнт, який враховує частоту коливань дифундувальних елементів Cr і Mo в кристалі α -фази, зміну ентропії, структурний стан (розподілення дислокацій, виділення других фаз і будову границь зерен).

Вирішування рівняння (5.1) і його експериментальне підтвердження показало, що деформація зварних з'єднань при їх напрацюванні до 200 тис. год. є близькою до лінійної (рис. 5.1–5.2). Аналогічна залежність характерна і для металу шва. При збільшенні деградування металу зварних з'єднань (напрацювання понад 270 тис. год.) швидкість деформації стрімко підвищується.

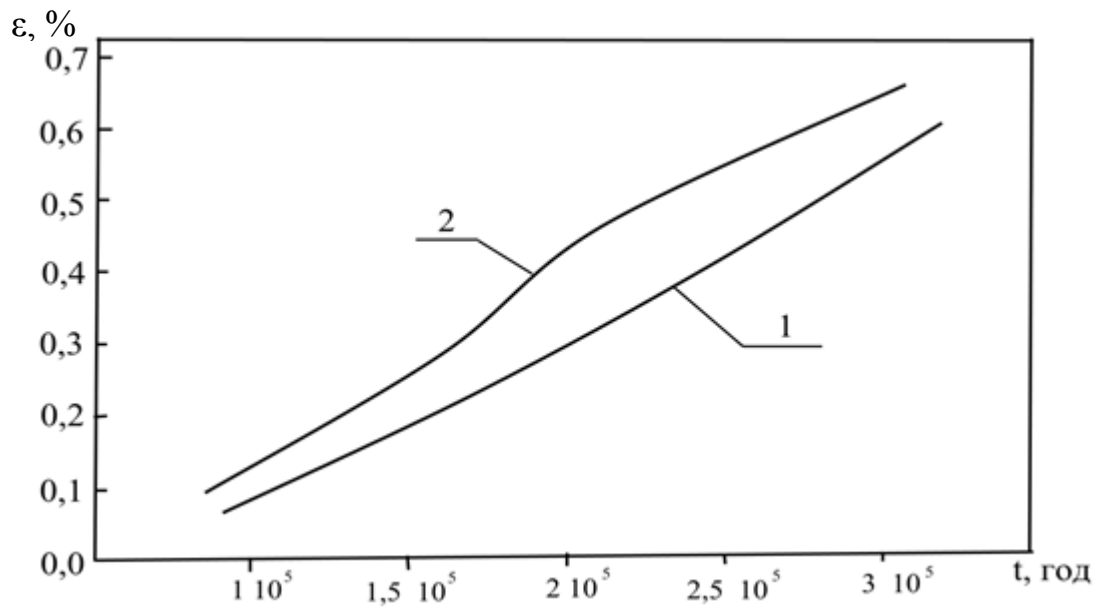


Рисунок 5.1 – Залежність деформації ε металу зварних з'єднань зі сталі 15X1M1Φ від терміну їх напрацювання t :

1 – ділянка нормалізації ЗТВ; 2 – метал шва, сплав 10XMΦ

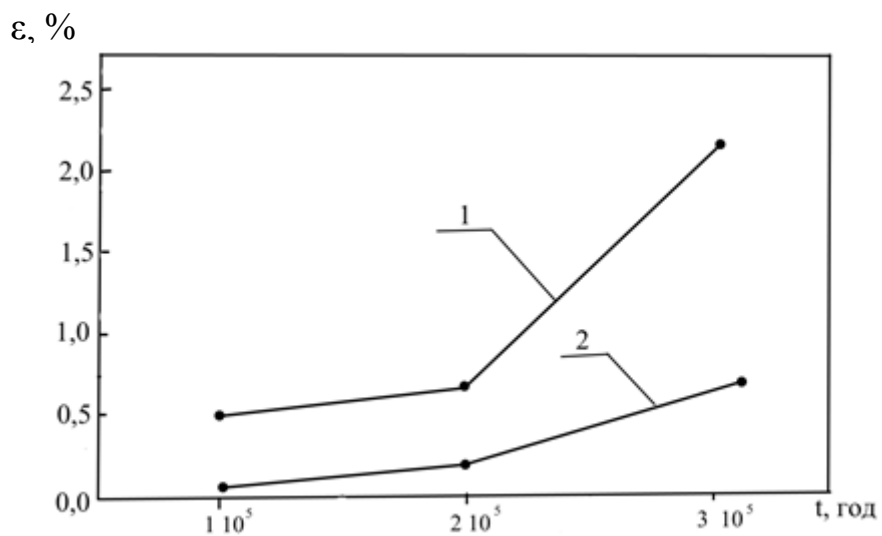


Рисунок 5.2 – Залежність деформації ε від терміну напрацювання t зварних з'єднань зі сталі 15X1M1Φ:

1 – основний метал; 2 – метал ділянки перегріву ЗТВ

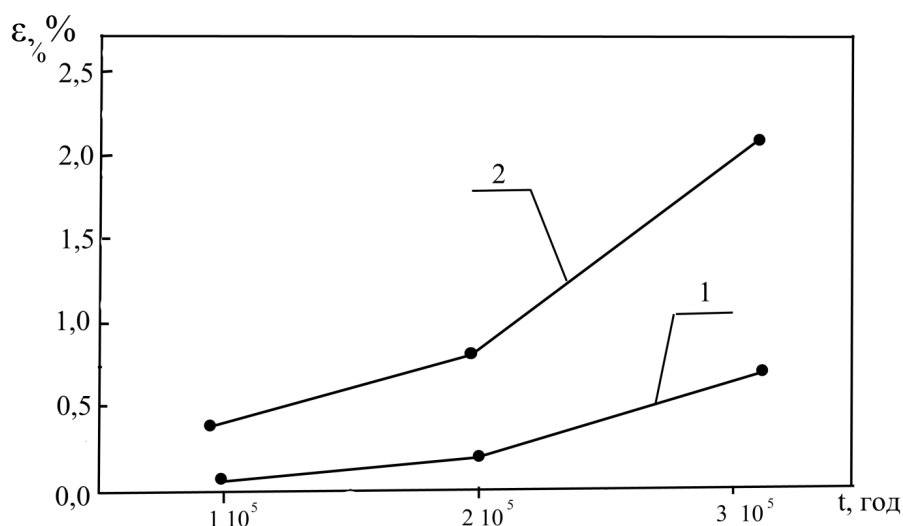


Рисунок 5.3 – Залежність деформації ε від терміну напрацювання t зварних з'єднання паропроводів зі сталі 12Х1МФ:

1 – метал ділянки неповної перекристалізації ЗТВ; 2 – метал шва

Процес деформації пов'язаний з дифузійним переміщенням хрому і молібдену із центальної зони зерен α -фази в їх приграничні зони, що призводить до утворення сегрегацій. Ефект зсуву всередині зерен стає основним чинником, який визначає деформацію. Повзучість металу зварних з'єднань паропроводів починає помітно збільшуватися після їх напрацювання понад 250 тис. год. Аварійне викидання пару, яке викликає перегрівання металу, наприклад до температури (близько 650 °С), сприяє прискорюванню повзучості, що також забезпечує відповідні структурні зміни і збільшення швидкості утворення пор повзучості.

Приймаючи температуру перегрівання, як основний активуючий чинник, запишемо

$$\bar{\varepsilon}_1 k_1 e^{\frac{E_1}{RT_1}} = \bar{\varepsilon}_2 k_2 e^{\frac{E_1 + \Delta}{RT_2}}, \quad (5.2)$$

де: $\bar{\varepsilon}_1$ – швидкість повзучості при температурі $T_1 = 545$ °С, $\bar{\varepsilon}_2$ – швидкість пов-

зучості зумовлена перегріванням; k_1 – коефіцієнт, який характеризує структурний стан зерна відповідно температурі T_1 ; k_2 – температурі – T_2 ; E_1 – енергія активації повзучості при T_1 ; $E_2 = E_1 + \Delta$ – енергія активації повзучості при T_2 . Для визначання E_2 вираз (5.2) логарифмуємо:

$$\frac{E_1}{RT_1} \ln(\bar{\epsilon}_1 k_1) = \frac{E_1 + \Delta}{RT_2} \ln(\bar{\epsilon}_1 k_2) \quad (5.3)$$

враховуючи, що

$$\ln(\bar{\epsilon}_2 k_2) / \ln(\bar{\epsilon}_1 k_1) = C, \quad (5.4)$$

отримаємо

$$E_2 = CE_1 T_2 / T_1 \quad (5.5)$$

Відомо, що перегрівання сприяє збільшуванню деформації металу зварних з'єднань і призводить до його пошкоджуваності порами повзучості [6, 7]. Важливо знати залежність рівня деформації від величини енергії активації, що дозволить в умовах повзучості, зменшити її швидкість. Енергія активації повзучості і енергія самодифузії є величини з близькими значеннями. Для кристалу α -фази (метал зварних з'єднань) енергія активації пластичної деформації ($E_{\text{пд}}$) складає близько 69–79 ккал/моль, а енергія активації самодифузії ($E_{\text{сд}}$) – приблизно 58–77 ккал/моль. Таким чином механізм повзучості забезпечується утворенням і рухом вакансій, дифузійним переміщенням хрому, молібдену і ванадію, а також утворенням полігональної структури. Швидкість повзучості можна представити як прояв ефектів ковзання і переповзання дислокацій, що залежить від дифузійної рухливості легувальних елементів. Шляхом зменшення швидкості переміщення хрому і молібдену можна підвищити опір переповзання дислокацій. Встановили, що при довготривалому напрацюванні звар-

них з'єднань коефіцієнти самодифузії змінюють свої значення. Нанприклад, швидкість дифузійного переміщення молібдену після напрацювання зварних з'єднань понад 270 тис. год. збільшується, а хрому – зменшується [34].

Швидкість дифузійного переміщення хрому і молібдену в металі зварних з'єднань складає

$$\frac{\partial v}{\partial t} = \frac{3\sigma_b b^3 k L D_{II}}{RT}, \quad (5.6)$$

де: L – коефіцієнт, який характеризує розмір зерен α -фази, D_{II} – коефіцієнт дифузії хрому і молібдену ($n_1 - Cr, n_2 - Mo$).

Дифузійне переміщення хрому і молібдену призводить до утворювання сегрегацій в приграничних ділянках зерен α -фази [38]. Встановили, що рівень сегрегації залежить від швидкості переміщення хрому і молібдену, рис. 5.4.

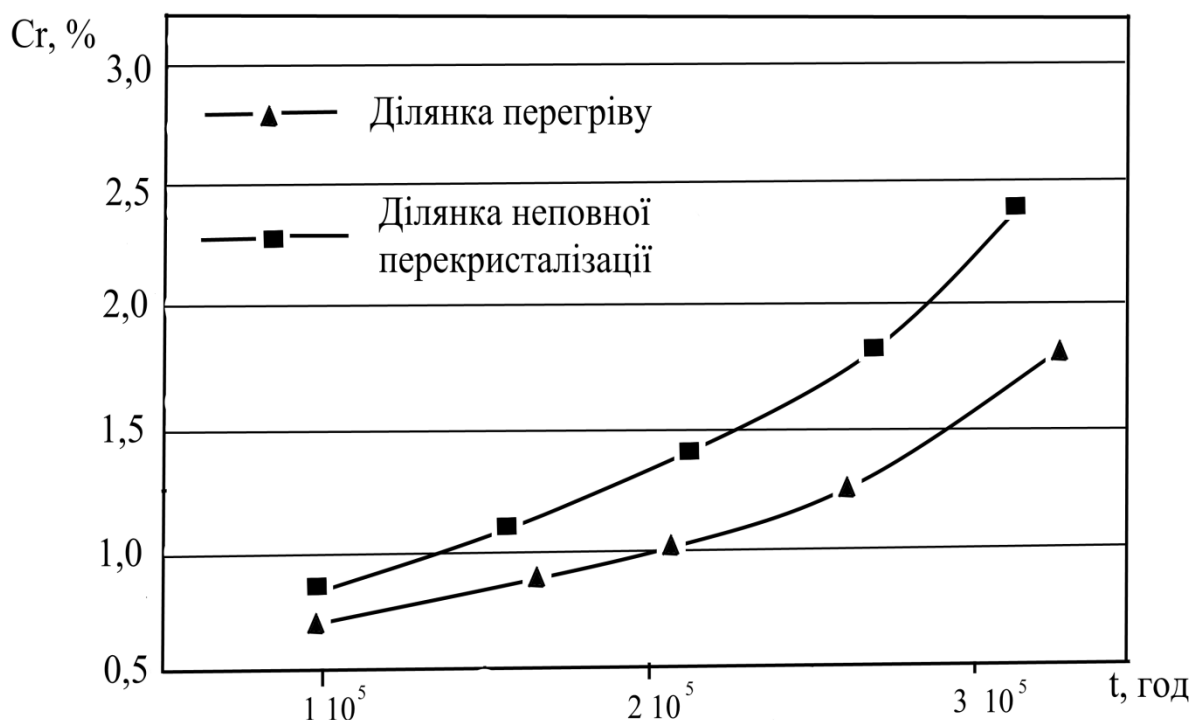


Рисунок 5.4 – Залежність концентрації хрому в приграничних зонах зерен від терміну напрацювання зварних з'єднань зі сталі 15X1M1Ф.

Швидкість повзучості металу ділянок ЗТВ, а також металу шва і основного металу визначається за формулою

$$\varepsilon_n = \frac{1}{L^3} \frac{dv}{dt} = \frac{2\sigma b^3 D_{Cr} D_{Mo}}{mL^2 RT} \quad (5.7)$$

Наведена швидкість повзучості залежить від дифузійного переміщення хрому і молібдену, що відповідає його деформації (див. рис. 2.21). Важливо встановити залежність пошкоджуваності металу зварних з'єднань порами повзучості від рівня його деформації. Відомо, що при збільшуванні терміну напрацювання зварних з'єднань в умовах повзучості деформація їх металу збільшується. Водночас і зростає пошкоджуваність зварних з'єднань порами повзучості.

Швидкість повзучості, яка забезпечує пластичну деформацію металу зварних з'єднань паропроводів залежить від їх структурно-фазового стану, рис. 5.4. Найбільший рівень деформації спостерігається на ділянці неповної перекристалізації ЗТВ, де нові продукти розпаду аустеніту представляють глобуляризований перліт.

Дифузійне переміщення хрому і молібдену в металі зварних з'єднань приходить з більшою швидкістю по границях зерен α -фази, ніж по їх тілу. Перенасичування вакансіями по границях зерен також є більшим. Підживлення вакансіями сходинок дислокацій по границях зерен, в процесі переміщення дислокацій сприяє полігонізуванню зерен α -фази, а також і утворенню мікропор. Рух вакансій впродовж ліній дислокацій також призводить до зміни форми сходинок на дислокаціях, що потребує уточнювання.

ВИСНОВКИ

Вивчення фізико-хімічних процесів, які забезпечують структурно-фазові зміни в металі зварних з'єднань паропроводів, дозволяє уточнити концепцію створення нових сталей для роботи при підвищених параметрах – темпера-

турі $T_e = 650 \text{ }^\circ\text{C}$ і напруженні $P_e = 35\text{МПа}$.

Питання для самоперевіряння

Рекомендована література: [1–7].

ЛЕКЦІЯ 6

Тема 6. ОСОБЛИВОСТІ ДЕГРАДУВАННЯ МЕТАЛУ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ПАРОПРОВОДІВ ПРИ ЇХ ДОВГОТРИВАЛОМУ НАПРАЦЮВАННІ В УМОВАХ ПОВЗУЧОСТІ

6.1. Деградування металу і пошкоджувальність зварних з'єднань паропроводів.

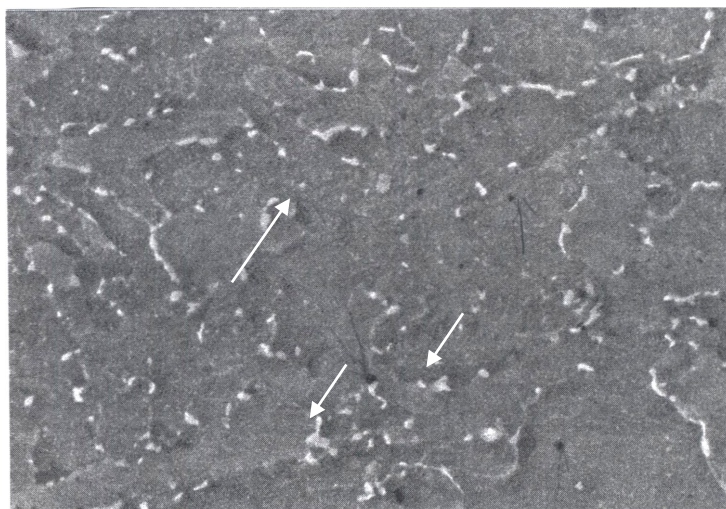
6.2. Карбіди в металі зварних з'єднань.

6.1. Деградування металу і пошкоджувальність зварних з'єднань паропроводів

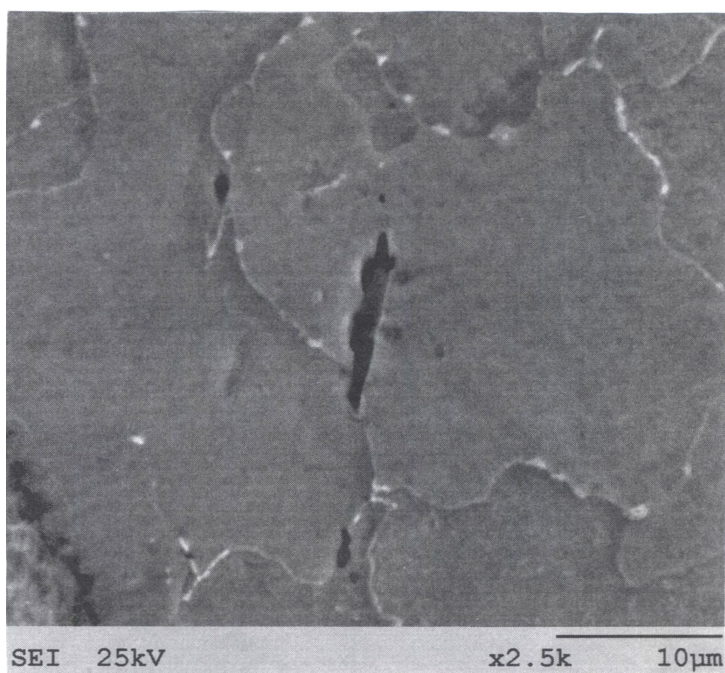
Для встановлювання особливостей деградування надається доцільним: дослідити дифузійні процеси: визначити середній розмір зерен α -фази і середній розмір та форму карбідів, а також щільність розподілення карбідів по тілу зерен та по їх границям: Необхідно визначити кількість пор і їх форму, місце знаходження пор, їх середній та максимальний розміри, а також питому пористість металу зварних з'єднань, рис. 6.1. Надається доцільним вивчити особливості утворювання тріщин втоми.

Наявність сегрегацій, а також коагулювальних карбідів, переважно $M_{23}C_6$ на границях зерен суттєво полегшує утворювання пор повзучості в місцях їх контакту. Ефект утворювання пор наводиться в багатьох роботах і узагальнено в роботі. Інтенсивність утворювання пор повзучості по тілу зерен є значно меншою. Утворюванню пор сприяє наявність сегрегацій на границях зерен і зміна структурного стану границь зерен в умовах повзучості. Водночас наявність коагулювальних карбідів і зміна структурного стану границь зерен надає вплив на проходження зернограничного проковзування, що приводить до утво-

рювання пор.



а



б

Рисунок 6.1 – Пошкоджуваність металу зварних з'єднань зі сталі 15X1M1Ф, х 2 500.

Ресурс 280 тис. год.:

a – мікропори на ділянці неповної перекристалізації ЗТВ
(наведено стрілками); *б* – тріщина втоми

Відомо, що найбільш інтенсивно пори утворюються на границях зерен біля коагулювальних карбідів $M_{23}C_6$, що супроводжується додатковим збільшенням розсіювання мікротвердості границь. Таке розсіювання можна пояснити наявністю існування границь трьох типів: границь без карбідів; границь з карбідами без пор; границь з карбідами та порами. Таким чином сталь необхідно зміцнювати стабільними карбідами, які не коагулюють в умовах повзучості.

В процесі довготривалого напрацювання в умовах повзучості вихідна структура зварних з'єднань зі теплостійких перлітних сталей (ділянки металу ЗТВ, метал шва і основний метал) з відповідно різною швидкістю перетворюються у ферито-карбідні суміші. Рівень таких перетворень в загальній структурі зварних з'єднань є різним.

В умовах робочих напружень і температур відбувається дифузійне переміщення атомів хрому і молібдену із центральних зон зерен α -фази в їх приграничні зони. Одночасно, відносно з більшою швидкістю, проходить дифузія по границях зерен. Коефіцієнти об'ємної дифузії і дифузії по границях зерен змінюються відповідно терміну напрацювання зварних з'єднань. Таким чином, в металі паропроводів, стосовно умов повзучості має місце відхилення від закону Ареніуса.

Врахували, що термодинамічна рівновага при постійних робочій температурі і напруженні відповідають вільній енергії Гіббса G і розподілянню легувальних елементів \bar{k} . Запишемо

$$G = U + pV - T\bar{S} + \sum_{s=1}^{\bar{k}} M_i N_{i(n)} \quad (6.1)$$

де M_i – хімічний потенціал; $N_{i(n)}$ – число атомів легувальних елементів хрому, молібдену і ванадію; T – температура; p – напруження; \bar{S} – ентропія.

Для вивчення особливостей об'ємної дифузії, а також дифузії по границях зерен більшою мірою підходить модель Фішера в яку внесені відповідні уточ-

нювання. Такі уточнювання дозволяють встановити особливості коагулювання карбідів I-ї групи за їх довжиною. Враховуючи значення коефіцієнтів дифузії, запишемо рівняння Фіка стосовно до дифузії атомів хрому і молібдену по границях зерен

$$\begin{cases} \frac{d(\text{Cr})}{dt} = \frac{dj_y}{dy} - 2\frac{1}{\delta}j_x = D_r \frac{d^2(\text{Cr})}{dy^2} + \frac{2D_0}{\delta} \frac{d(\text{Cr})}{dx} \\ \frac{d(\text{Mo})}{dt} = \frac{dj_y}{dy} - 2\frac{1}{\delta}j_x = D_r \frac{d^2(\text{Mo})}{dy^2} + \frac{2D_0}{\delta} \frac{d(\text{Mo})}{dx} \end{cases} \quad (6.2)$$

де: δ – ширина границь зерен; j_x – переміщення атомів впродовж границі зерен; j_y – переміщення атомів в об'ємі зерна.

Дифузія атомів хрому і молібдену на границях зерен складе

$$j_x = -D_r \frac{dc}{dx}$$

аналогічно в об'ємі зерен

$$j_y = -D_0 \frac{dc}{dy}$$

де: $C = \text{Cr}, \text{Mo}$; D_r – коефіцієнт дифузії по границях зерен; D_0 – коефіцієнт об'ємної дифузії.

Дифузійне переміщення атомів хрому, молібдену і ванадію по границях зерен і в їх об'ємі забезпечується одночасно дією робочого напруження і робочої температури. Таке переміщення є спрямованим, сприяє деформації металу зварних з'єднань і називається дифузійною повзучістю. Вперше принципову можливість дифузійного механізму деформації запропонував Я. І. Френкель. Водночас наведений механізм не враховував прояв переповзання дислокацій, яке характеризується наявністю дифузійного переміщення атомів і також

сприяє деформації. Отже механізм повзучості потребує уточнювання.

Переміщення дифундувальних атомів хрому і молібдену в приграничну ділянку зерен визначається з урахуванням коефіцієнтів D_T і D_0 , а також з урахуванням квадрата середнього зміщення.

Вирішальна здатність відомих методів, які дозволяють виявити форму і розміри обособлених пограничних і об'ємних дифузійних потоків, є недостатньою. Водночас при використанні поверхневого мікрозондового аналізування надається можливим досліджувати приграничні ділянки зерен α -фази, що дозволяє, з урахуванням похибки, отримати необхідні результати.

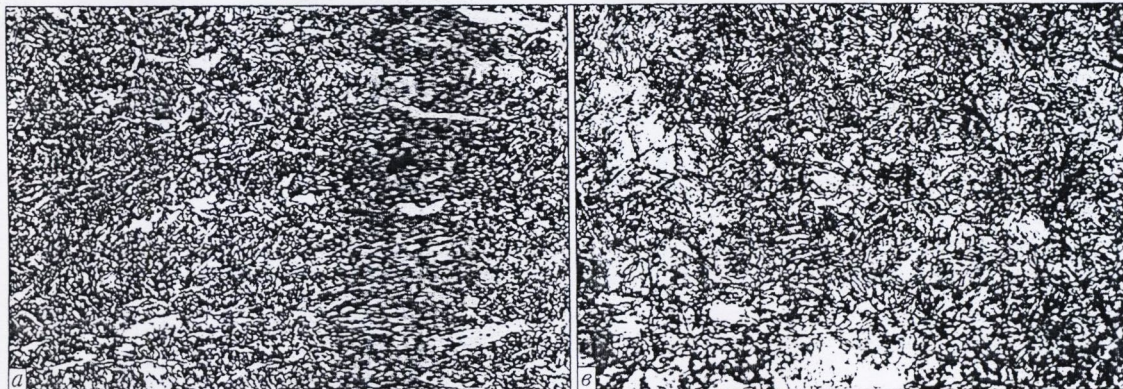
Проходження дифузійних процесів сприяє поступовому перетворюванню вихідної структури у ферито-карбідну суміш. Таке перетворювання на ділянках зони термічного впливу зварних з'єднань проходить з різною швидкістю. Відносно більша швидкість характерна для ділянок перегріву, і неповної перекристалізації, рис. 6.2.

Відношення коефіцієнтів D_T/D_0 стосовно металу зварних з'єднань з теплостійких сталей залежить від умов їх експлуатації, хімічного складу, структури та інших чинників. Виявили, що енергія активації пограничної дифузії E_T є меншою ніж об'ємної E_0 , а E_T і E_0 є величини, які змінюються, їх відношення складає від 0,4 до 0,72. Зміна інтенсивності дифузійних потоків хрому і молібдену, а також їх енергія активації забезпечується відповідною зміною хімічних потенціалів.

Встановлено, що значення коефіцієнтів дифузії хрому по границях зерен в структурі металу шва (сплав 09ХМФ) (рис. 6.3, а) складає $(1,1-2,2) \cdot 10^{-14} \text{см}^2/\text{с}$, а для структури (рис. 2.25, б.) – $(2,7-3,1) \cdot 10^{-14} \text{см}^2/\text{с}$ [34].

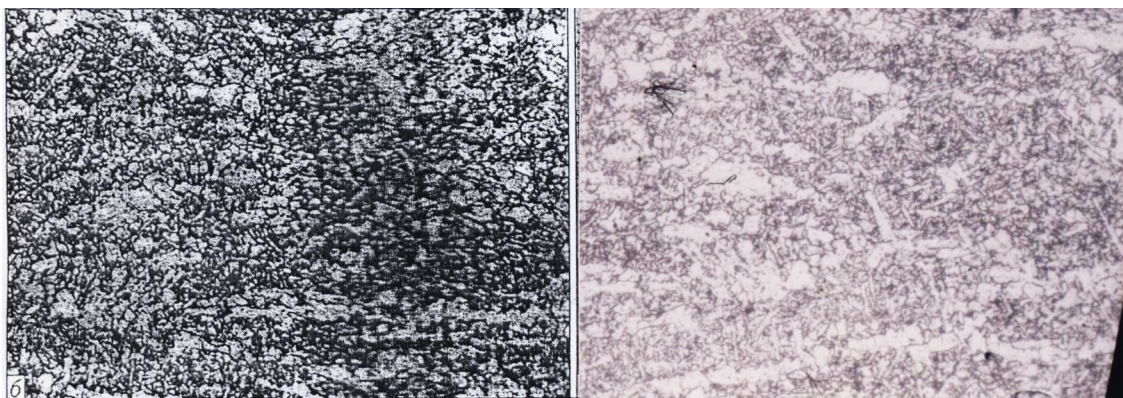
Значення коефіцієнтів самодифузії залежить від будови зерен, їх розмірів, форми, а також границь зерен. Для малокутових границь, які мають розорієнтування не більше 15° (дрібнозерниста структура), значення D_T , є меншими, порівняно з аналогічними показниками крупних зерен, які мають розорієнтування більше 15° . Значення D_T залежить від параметрів режиму експлуатації -

температури, напруження, перегрівань, пусків-зупинок, а також від довготривалого напрацювання зварних з'єднань, їх структури і хімічного складу.



a

б



б

г

I

II

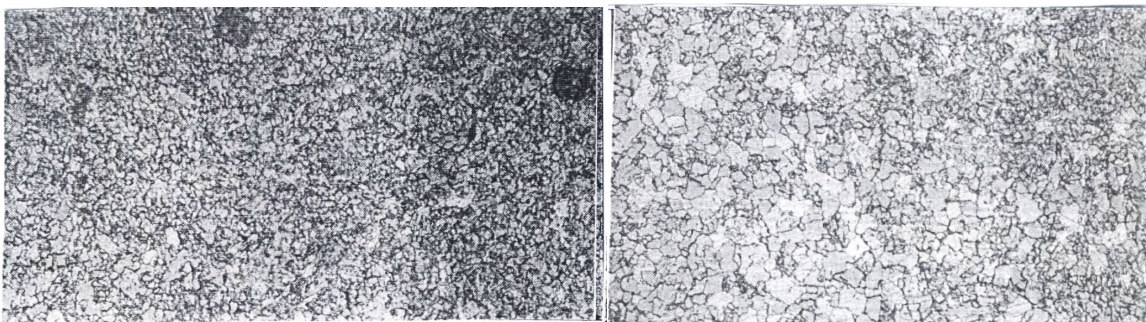
Рисунок 6.2 – Мікроструктура зварного з'єднання зі сталі 15X1M1Ф, х 100:

I – метал шва сплав 09ХМФ; *II* - ділянка перегріву ЗТВ:

a – вихідна структура; *б* – після напрацювання 200 тис. год.;

в – після напрацювання 270 тис. год. *г* – після напрацювання 280 тис. год.

Наведені коефіцієнти змінюються при довготривалому напрацюванні зварних з'єднань в умовах повзучості, коли рекристалізувальні процеси забезпечують локальну зміну будови або часткову ліквідацію границь зерен. Концентраційний профіль $Cr(x, y, t)$ і $Mo(x, y, t)$ визначають з допомогою рентгенівської спектрографії, а також поверхневого мікрозондового аналізування. Виявили, що при напрацюванні зварних з'єднань понад 270 тис.год. рівень сегрегації хрому, наприклад, може складати на границях кристалів α -фази і на їх приграничних ділянках до 2–4 %. При розгляді стабільності структури слід урахувати відношення ванадію до вуглецю. При $V/C \geq 2,0$ в металі присутні карбіди I-ої групи M_3C , M_7C_3 , $M_{23}C_6$ і II-ої Mo_2C і VC . Для уточнювання оцінки деградації металу зварних з'єднань доцільно вивчати особливості будови карбідних фаз, а також кінетику їх утворювання і збільшення за розмірами.



a

б

Рисунок 6.3 – Мікроструктура зварного з'єднання паропровода свіжої пари зі сталі 12X1M1Ф (ТЕС, м. Енергодар). Ресурс 180 тис. год.:

a – метал шва (сплав 09ХМФ); *б* – ділянка перегріву металу ЗТВ. $\times 100$

6.2. Карбіди в металі зварних з'єднань

Особливості утворювання карбідів, а також їх коагулювання в структурі металу шва, основного металу і металу ділянок ЗТВ зварних з'єднань в умовах

повзучості має визначені відмінності. Ідентифікування карбідів, з урахуванням методики проводили на основі результатів розшифрування мікродифракційних зображень від часток екстрагованих в репліку із шліфа, а також методом електронно-зондового мікроаналізування на скануючому електронному мікроскопі JSM-820. Середня відстань між карбідами I і II груп по тілу зерен α -фази помітно відрізнялась. Ступінь відмінності для ділянок металу ЗТВ, а також металу шва і основного металу також була різною.

В процесі довготривалого напрацювання в металі зварних з'єднань відбуваються кількісні зміни карбідних фаз. Відмічається при напрацюванні зварних з'єднань понад 150 тис. год. поступове зменшення карбідів M_3C і збільшення карбідів M_7C_3 . При подальшому напрацюванні (понад 270 тис. год. зменшується кількість карбідів M_7C_3 і збільшується кількість карбідів $M_{23}C_6$, рис. 6.4.

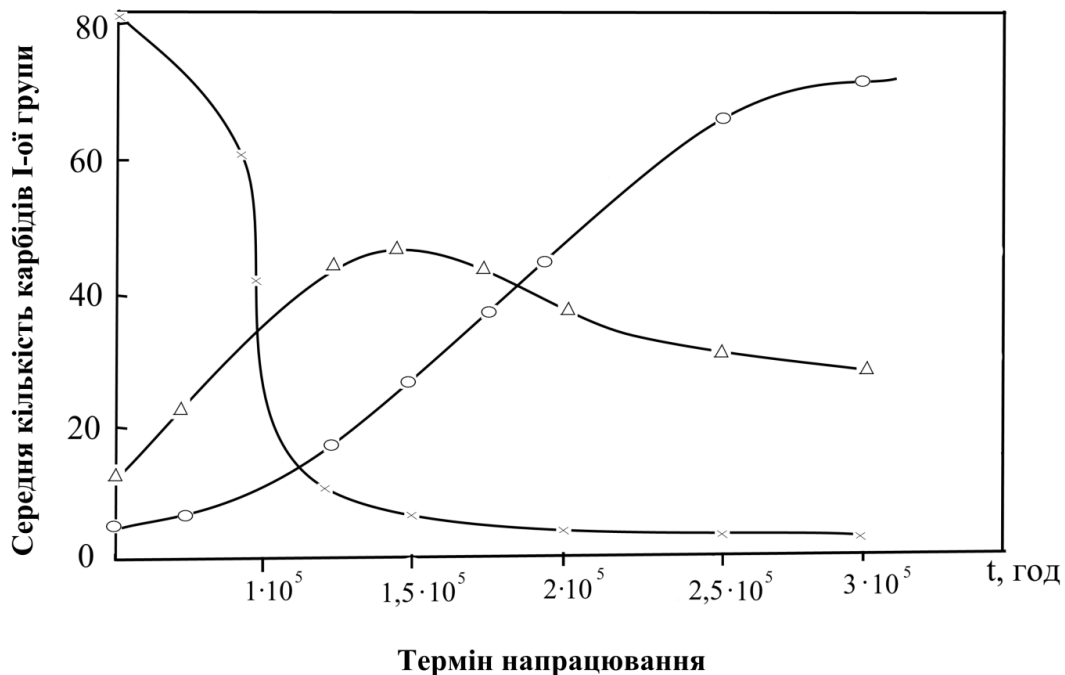


Рисунок 6.4 – Зміна кількості карбідів I-ї групи в металі ділянки неповної перекристалізації ЗТВ зварного з'єднання паропроводу гострої пари зі сталі 12Х1МФ: х – M_3C ; Δ – M_7C_3 ; o – $M_{23}C_6$

Карбідні перетворювання більшою мірою характерні для зварних з'єднань зі сталі 15Х1М1Ф, ніж для зварних з'єднань зі сталі 12Х1МФ.

Шляхом електронно-мікроскопічних досліджень встановлено, що після штатного відпускання мікроструктура зварних з'єднань представляє леговану α -фазу з виділеннями карбідів. Відстань між карбідами, а також їх розмір на ділянках ЗТВ і в металі шва складає від 0,04 до 0,3 мкм, а розмір від 0,3 до 35 нм. Найбільший розмір карбідів виявили на ділянці неповної перекристалізації ЗТВ зварних з'єднань зі сталі 15Х1М1Ф.

Рентгеноструктурне досліджування карбідних фаз, які виділялися із зварного з'єднання паропроводу зі сталі 12Х1МФ (напрацювання 200 тис. год.) проводили на дифрактометрі «SimensD-500». Використовували порошок метод для відповідних вимірювань в монохроматизованому мідному випромінюванні у відображеному пучку. Діфрактограми знімали в інтервалі кутів $10^\circ \leq 2\Theta \leq 140^\circ$ з кроком сканування $0,02^\circ$ і часом накопичування імпульсу 75 сек. в кожній точці, рис. 6.5.

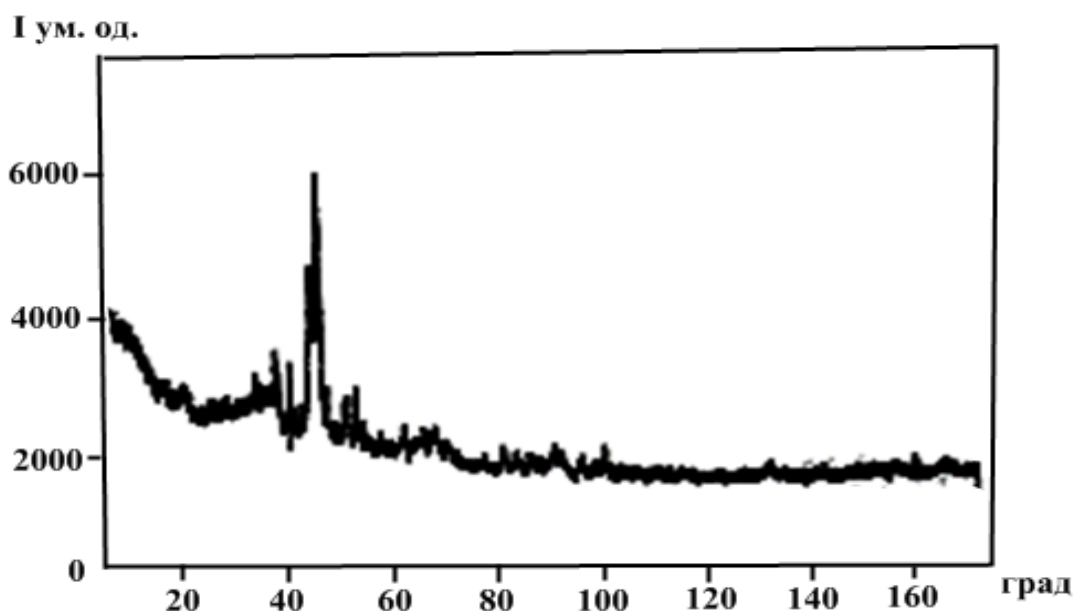


Рисунок 6.5 – Експериментальна рентгенограма карбідної фази $M_{23}C_6$

Встановлено, що основними фазами, які зміцнюють метал зварних з'єднань зі сталей 12X1M1Ф і 15X1M1Ф, після їх напрацювання понад 270 тис. год., є карбіди M_7C_3 , $M_{23}C_6$, VC і Mo_2C . Спостерігається поява нових карбідів VC і Mo_2C . Карбіди $M_{23}C_6$, які знаходяться по границях зерен, шляхом коалесценції, коагулюють. Їх середній повздовжній розмір складає близько 0,5–1,0 мкм. Карбіди $M_{23}C_6$, які знаходяться в тілі зерен α -фази мають переважно дрібнозернисту форму (0,1–0,3 мкм). Хромисті карбіди $M_{23}C_6$ ($a_0 = 1,064$ нм), які знаходяться на границях зерен перетворюються в кубічні карбіди молібдену $Fe_{21}Mo_2C_6$ (1,053 нм).

Ідентифікування фаз проводили у відповідності до картотеки PDF-4. Розрахування виконували за методом Рітвельда. В якості тестових моделей структур карбідних фаз, які досліджуються, використовували результати робіт.

Розглянемо будову карбідних фаз. Цементит M_3C $(Fe,Cr)_3C$ має складну орторомбічну ґратку з параметрами: $a = 4,514\text{\AA}$; $b = 5,079\text{\AA}$; $c = 6,730\text{\AA}$. Шляхом рентгенівського аналізу встановили, що в карбіді M_3C (структура зварних з'єднань зі сталі 15X1M1Ф) хром може замішувати до 19 % (ат.) заліза при локальній концентрації хрому від 1,0 до 2,5 %. Атомів молібдену в карбіді M_3C не виявили. Збільшення концентрації хрому понад 2,5 % сприяє утворенню тригонального карбиду $(Fe,Cr)_7C_3$, який має гексогональну ґратку з параметрами: $a = 4,523\text{\AA}$, $c = 13,98\text{\AA}$. Форма виділень карбиду M_7C_3 є близькою до сферичної або поліедричної, температура його плавлення $1\ 669\text{ }^\circ\text{C}$, а щільність $6,92\text{ г/см}^3$. Карбід M_7C_3 утворюється в сталях 15X1M1Ф і 12X1MФ при відпусканні ($730\text{--}750\text{ }^\circ\text{C}$, 3–5 год.), а також внаслідок твердофазної реакції $M_3C \rightarrow M_7C_3$ в процесі їх довготривалого напрацювання в умовах повзучості. Після відпускання поряд з карбідом M_7C_3 утворюється кубічний карбід $M_{23}C_6$ (5–7 %). Карбід M_7C_3 має високу здатність розчиняти атоми заліза, що забезпечується інтенсивними реакціями обміну між кристалами α -фази і M_7C_3 та приводить до добудування їх ґратки і коагулювання M_7C_3 . При наявності локальної концентрації хрому понад 3 % (напрацювання зварним з'єднань понад 250 тис. год.),

шляхом твердофазних реакцій $M_7C_3 \rightarrow M_{23}C_6$ поступово починають утворюються карбіди $M_{23}C_6$. Особливості їх утворення і властивості даних карбідів, на наш погляд, потребують подальшого вивчення. Карбіди $M_{23}C_6$ мають складну структуру, яка представляє гранецентрований куб з параметрами 10, 64 Å, рис. 6.6.

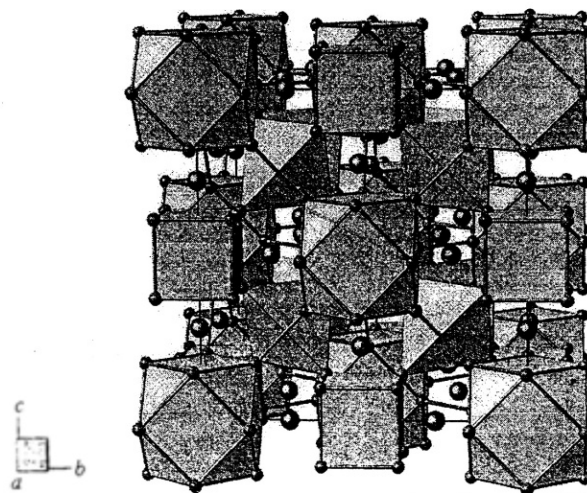


Рисунок 6.6 – Модель гранецентрованої кубічної ґратки карбиду $M_{23}C_6$

Із рентгенограми, див. рис. 6.7 слідує, що в карбіді $M_{23}C_6$ має місце помітний рівень деформації кристалічної ґратки. Спостерігається розширення рефлексів, що обумовлено зменшеними розмірами кристалів і наявністю мікродиформації. Вивчення фаз з використанням штрих-діаграм і картки PDF-4 показало, що найкраще співвідношення дають картки карбиду $M_{23}C_6(28-646)$ і M_3C (α -модифікація, когеніт, карт. 34-1) Окремі лінії експериментальних рентгенограм не відповідають даним картотеки. Для фаз, які ідентифікуються за методом Рітвельда, проводили визначання їх параметрів за методикою. Отримали підтвердження, що в тетраедрах зовнішня відстань між атомами є більшою за параметр ґратки на 30–40 %. Тетраедричні ребра між кубами суттєво перевищують довжину ребер куба. Відмічається локальна аморфність ґратки $M_{23}C_6$,

що пов'язано з її добудуванням в процесі коагулювання, яке відбувається шляхом коалесценції, рис. 6.7.

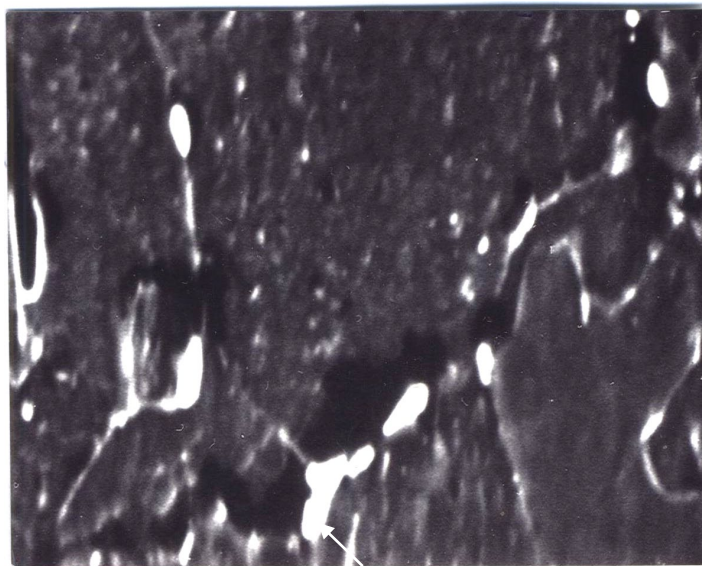


Рисунок 6.7 – Коалесценція карбіду $M_{23}C_6$ на границях зерен α -фази (стрілка)

В кубічній структурі, карбіду $M_{23}C_6$ див. рис 2.28, знаходиться 92 атомів хрому і молібдену, а також 24 атомів вуглецю. При напрацюванні зварних з'єднань понад 170 тис. год. атоми молібдену, які мають значно більшу спорідненість до вуглецю, ніж атоми хрому, витісняють їх із вузлів ґратки $M_{23}C_6$. Атоми хрому переходять в сегрегаційні прошарки, а також в кристали α -фази. Щільність карбіду $M_{23}C_6$ складає $6,97 \text{ г/см}^3$.

В металі довготривало працюючих зварних з'єднань відмічається тенденція збільшення кількості карбідів VC. Таке збільшення обумовлено звільненням вуглецю внаслідок проходження реакції $M_7C_3 \rightarrow M_{23}C_6$. Дрібнодисперсний карбід ванадію має кубічну ґратку з параметрами $4,15\text{--}4,16 \text{ \AA}$, його щільність складає $5,36 \text{ г/см}^3$. Карбіди VC додатково утворюються в металі шва внаслідок відпускання ($730\text{--}750 \text{ }^\circ\text{C}$). Дані карбіди мають форму короткого волокна, ефективно гальмують переміщення дислокацій, що зменшує прояв повзучості. Виявили, що карбіди VC залишаються стабільним і не коагулюють при напра-

цюванні зварних з'єднань до 300 тис. год. Така стабільність зумовлена малою швидкістю обмінних реакцій між карбідами VC і кристалами α -фази, оскільки в VC не розчиняються атоми заліза.

Жароміцнісні властивості, металу зварних з'єднань зі сталей 15X1M1Ф і 12X1MФ стосовно їх довготривалого напрацювання в умовах повзучості є близькими [3, 7]. Водночас стабільність структури зварних з'єднань зі сталі 12X1MФ після їх напрацювання понад 270 тис. год. є більшою ніж зварних з'єднань зі сталі 15X1M1Ф. Зварні з'єднання зі сталі 12X1MФ в меншій ступіні пошкоджується порами повзучості, ніж зварні з'єднання зі сталі 15X1M1Ф. В металі зварних з'єднань зі наведених сталей виявили невелику кількість карбідів Mo_2C . Відомо, що Mo_2C має гексагональну щільноупаковану ґратку з параметрами: $a = 3,022 \text{ \AA}$; $c = 4,724 \text{ \AA}$. Температура плавлення Mo_2C – $2\,000 \text{ }^\circ\text{C}$, щільність $9,18 \text{ г/см}^3$. При напрацюванні зварних з'єднань до 300 тис. год. карбіди Mo_2C мають високу стабільність, що пояснюється їх здатністю розчиняти залізо та інші елементи в кількості $\leq 7 \%$.

В результаті коагулювання карбідів, що зумовлено відповідним добудуванням їх кристалічних ґраток, карбіди (переважно $M_{23}C_6$) збільшуються за довжиною, рис. 6.8. Таке збільшення значною мірою обумовлено наявністю пограничної дифузії, прояв якої є значно більшим ніж об'ємної.

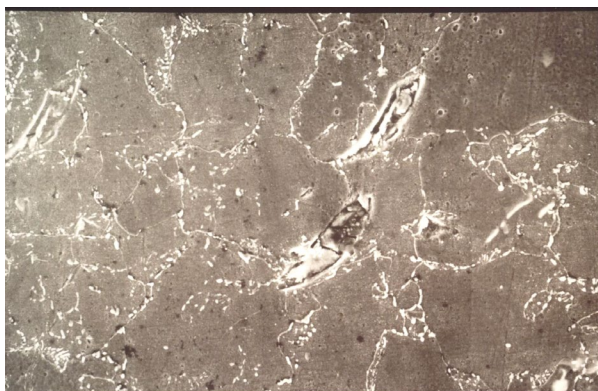


Рисунок 6.8 – Мікроструктура ($\times 2\,000$) металу зварного з'єднання з порами і тріщинами повзучості

Карбіди $M_{23}C_6$ утворюють преривчасті (локально суцільні) ланцюжки по границях зерен α -фази. Біля таких карбідів зароджуються пори повзучості, які перетворюються в процесі їх розвитку в тріщини рис. 2.30. Наявність ланцюжків карбідів по границях зерен сприяє утворюванню пор повзучості зароджуванню тріщин втоми, розвиток яких відбувається за крихким механізмом.

На ділянках метала ЗТВ, а також в металі шва і в основному металі зварних з'єднань концентрація карбідів має відмінність. Також відмічається відмінність розподілення карбідів по тілу зерен α -фази і по їх границях. Наприклад, в структурі ділянки неповної перекристалізації металу ЗТВ (зварні з'єднання зі сталі 15X1M1Ф, напрацювання 276 тис. год.), в приграничних зонах і на границях знаходились в основному карбіди $M_{23}C_6$ (близько 70 %), карбіди M_7C_3 (близько 20 %), залишкове – карбіди Mo_2C і VC . В центральній зоні зерен α -фази знаходження карбідів $M_{23}C_6$ було близьким до 50 %.

ВИСНОВКИ

Загалом фізико-хімічні процеси, які забезпечують деградування металу зварних з'єднань паропроводів після їх напрацювання понад 250 тис. год. викликають зниження механічних властивостей зварних з'єднань на 5–20 %.

Доцільно дослідити стабільність карбідів M_3C , M_7C_3 , $M_{23}C_6$, Mo_2C і VC які знаходяться в структурах металу шва і ділянок ЗТВ на внутрішній поверхні зварних з'єднань паропроводів і підлягають дії пару. Слід враховувати, що термодинамічна вірогідність протікання реакцій наведених карбідів з киснем зростає при збільшенні валентності оксиду, що утворюється. Термодинамічна стійкість карбідів в металі зварних з'єднань знижується в наступній послідовності VC , Mo_2C , M_3C , M_7C_3 , $M_{23}C_6$, що доцільно усвідомлювати при визначанні надійності їх роботи.

Стабільність карбіду ванадію надає здатність ефективно зміцнювати $Cr-Mo-V$ теплостійкі сталі та їх зварні з'єднання, що підтверджується даними Гольдшмідта [11].

Тип карбіда	Температура плавлення	Мікротвердість
Fe_3C	1650	840
Cr_{23}C_6	1580	1000
Cr_7C_3	1665	1600
Mo_2C	2410	1489
VC	2830	2900

Температура плавлення карбіду ванадію значно перевершує температуру плавлення Cr–Mo–V сталей, яка є близькою. Наведена особливість підтверджує наявність високих сил зв'язку між атомами в його ґратці. Також карбід ванадію має високу твердість, що надає сталям і особливо їх зварним з'єднанням ефективну зміцнювальну властивість. Наявність карбідів ванадію забезпечує опір внутрішньозеренній деформації, що стримує проковзування по границях зерен. Відповідно зменшується утворення мікросуцільностей і мікропор.

Питання для самоперевірення

Рекомендована література: [1–7].

**Тема 7. СТРУКТУРНО-ФАЗОВІ ЗМІНИ В МЕТАЛІ
ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ПАРОПРОВОДІВ В УМОВАХ ПОВЗУЧОСТІ**

7.1. Структурно-фазові зміни в металі зварних з'єднань паропроводів в умовах повзучості.

7.1. Структурно-фазові зміни в металі зварних з'єднань паропроводів в умовах повзучості

Структурно-фазові зміни в металі зварних з'єднань паропроводів при їх довготривалій експлуатації в умовах повзучості, проходять більш інтенсивно ніж аналогічні зміни в їх основному металі. Структурні зміни надаються як процес деградування металу. Такі зміни приводять до зменшування сил зчеплювання між атомами, як у кристалах α -фази, так і на границях розділу фаз (в більшій мірі). Наприклад, на границі розділу зерен α -фази коагулюють карбіди $M_{23}C_6$, що призводить до зароджування та подальшого розвитку пор повзучості. Тому виявлення особливостей прояву наведених структурно-фазових змін, що відбуваються в металі зварних з'єднань паропроводів, які довготривало експлуатуються в умовах повзучості надається доцільним і потребує досліджування. Таким чином стає можливим підвищити стабільність структури, що необхідно для збільшення надійності та ресурсу зварних з'єднань. В процесі тривалої експлуатації (понад 250 тис. год.) структурна неоднорідність зварних з'єднань збільшується, відбуваються структурно-фазові зміни, що приводить до зниження експлуатаційних характеристик зварних з'єднань.

В процесі тривалого напрацювання паропроводів із теплостійких перлітних сталей (12X1MФ і 15X1M1Ф) в умовах повзучості (температура 545–585 °С, тиск 20,0–25,5 МПа) в зернах α -фази проявляється ефект полігонізуван-

ня. Для виявлення полігональної структури, за уточненою методикою, шліфи піддають електролітичному поліруванню у розчині 150 мл перхлорної кислоти, 600 мл етилового спирту та 100 мл гліцерину при напрузі 45 В. Потім виконують дворазове травлення: спочатку у 2%-му розчині азотної кислоти з промивкою в спирті, а потім у 2%-му розчині пікринової кислоти. Для досліджування дислокаційних структур використовують методи електронної мікроскопії тонких фольг.

На початковій стадії утворення полігональної структури різке зниження механічних властивостей не вудбувається, що можна пояснити ефектом зменшування границями субзерен довжини ліній ковзання. Наявність дифузійного переміщення хрому та молібдену з центральних зон зерен α -фази в їх приграничні зони сприяє появі нових вакансій та порогів на дислокаціях, що приводить до збільшення інтенсивності полігонізування. Найбільша ступінь полігонізування в структурі зварних з'єднань характерна для ділянки неповної перекристалізації зони термічного впливу, рис. 7.1. Ефект утворення полігональної структури, як рівень розвитку субструктури зерен α -фази, є функцією напруження та температури. Під час роботи паропроводів у режимі пусків-зупинок, перегрівання (аварійне скидання пару), що характерно для умов повзучості та втоми, враховували, як складову функцію, швидкість деформування їх металу.

При довготривалому напрацюванні в металі паропроводів утворюються та розмножуються дислокації, що пов'язано з їх рухом. Наявність дефектів, виділень других фаз, а також дифузійні процеси сприяють утворенню дислокацій, як гетерогенний процес.

Під дією напруження та температури переміщення дислокацій по відповідних площинах ковзання мають переривчастий характер, що обумовлено їх певним гальмуванням. На першій стадії повзучості дислокації переміщуються з малою швидкістю і утворення субзерен є малопомітним. На другій стадії повзучості швидкість руху дислокацій збільшується, утворюється субструктура з

добре розвиненою сіткою дислокацій, що помітно у більшому прояві (рис. 7.2). В деформованих ($\epsilon = 2-3 \%$) полігональних зернах α -фази границі субзерен сприяють зменшуванню довжини ліній ковзання (рис. 7.3.).

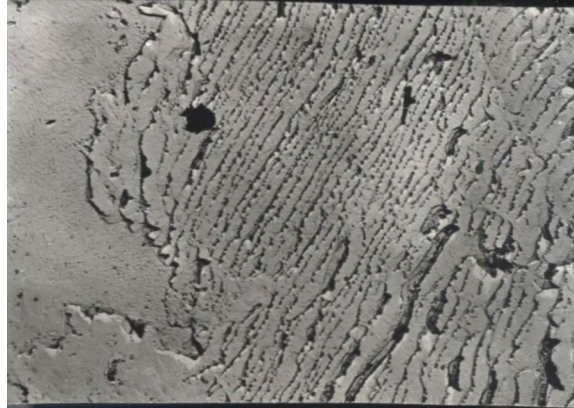


Рисунок 7.1 – Полігональна структура (x 12 000) металу ділянки неповної перекристалізації ЗТВ. Зварне з'єднання зі сталі 12Х1МФ, $\epsilon = 6 \%$



Рисунок 7.2 – Субструктура, що сформувалась при повзучості, ділянки неповної перекристалізації металу ЗТВ зварних з'єднань зі сталі 15Х1М1Ф, x 50 000, $\epsilon = 5 \%$ (напрацювання 280 тис. год.)

Інтенсивність утворення полігональних структур на ділянках ЗТВ зварних з'єднань помітно відрізняється. Відносно найбільшою є інтенсивність на ділянці неповної перекристалізації ЗТВ, а найменшою – в основному металі та в металі шва.

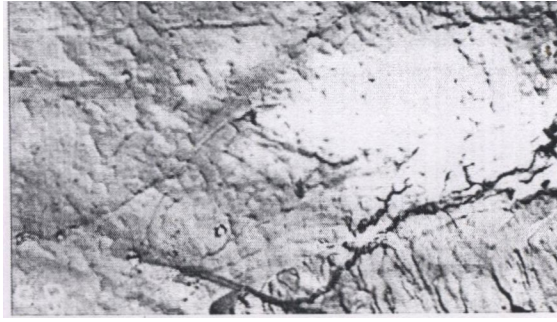


Рисунок 7.3 – Полігональна структура деформованого зерна α -фази.

Ділянка перегріву ЗТВ зварного з'єднання зі сталі 15Х1М1Ф, x 12 000, ε – 3%

При напрацюванні зварних з'єднань більше 270 тис.год. відмічається поява в зернах α -фази субзерен, проте самі зерна не збільшуються в розмірах, а нові зерна не утворюються. Збільшування зерен знаходиться на початковій стадії, що підтверджується локальною ліквідацією їх границь (рис. 7.4.). Величина субзерен, що утворилися на ділянках ЗТВ зварних з'єднань, після їх напрацювання понад 270 тис. год., залежить від розмірів зерен. Формування субструктури в умовах повзучості пов'язано з полігонізуванням, див. рис. 7.1. Допущення, що енергія активації повзучості відповідає енергії активації самодифузії, потребує уточнювання. Значною мірою формування субструктури зерен α -фази в умовах повзучості контролюється рухом дислокацій.

Дислокації, які знаходяться на границях зерен і загальмовані виділеннями других фаз, вивільняються від таких виділень, а потім заміщується іншими дислокаціями, які переміщуються аналогічно попереднім (рис. 7.5.).

Спостерігається відхід границь зерен від коагулювальних виділень других фаз, що вперше відмічено Т. Г. Березіною. Початковий процес рекристалізування відбувається в структурі зварних з'єднань при їх напрацюванні понад 250 тис. год. Локально ліквідуються ділянки границь зерен першочергово в місцях, де є збільшений рівень їх вільної енергії, Наприклад в місцях контакту зерен α -фази з коагулювальними виділеннями $M_{23}C_6$.

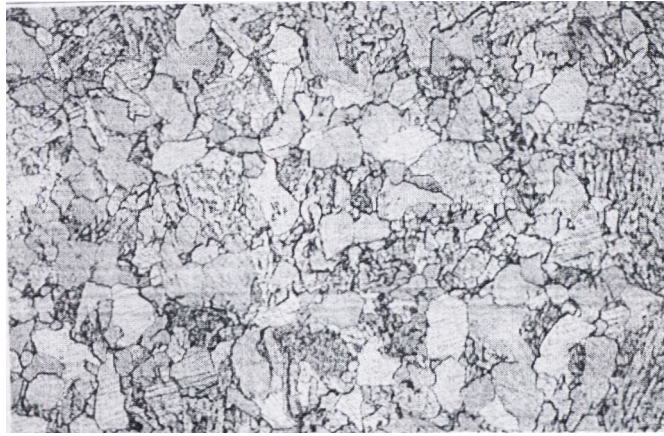


Рисунок 7.4 – Початкова стадія рекристалізування. Структура металу шва (сплав 10ХМФ) зварного з'єднання зі сталі 12Х1МФ.

Напрацювання 276 тис.год. x 200



Рисунок 7.5 – Взаємодія дислокацій з виділеннями других фаз. Структура ділянки перегріву сталі 15Х1М1Ф, $\epsilon - 3\%$ (напрацювання 280 тис. год.)

(x 50 000)

Виявили, що розміри субзерен в об'ємі зерен, характерні індивідуально для кожної ділянки ЗТВ, а також для металу шва і основного металу. Їх розміри, в структурах відповідних ділянок, відрізняються. Найбільший розмір субзерен відмічається в структурі ділянки неповної перекристалізації та перегріву ЗТВ. Кількість субграниць в більшій мірі зростає на першій стадії повзучості та в меншій на другій. На другій стадії повзучості товщина ліній – субграниць збільшується, у відносно найбільшій мірі на ділянці неповної перекри-

сталізації ЗТВ.

Маневрений режим експлуатації паропроводів (пуски-зупинки) сприяє появі в їх металі, та більшою мірою в їх зварних з'єднаннях, прояву особливостей втоми. Збільшування кількості вакансій і мікронесуцільностей також сприяє прискорюванню руху дислокацій та утворюванню субзеренної структури. Травлення границь зерен (зразки з напрацюванням понад 270 тис. год.) робить їх більш чіткими, а травлення безпосередньо зерен надає також більшу чіткість їх зображенню. Лінійні дислокації вибудовуються по границях блоків у вигляді вертикальних стінок з малими кутами нахилу (див. рис. 7.1.). Значна частина дислокації анігілює [19].

У процесі тривалої експлуатації паропроводів в умовах повзучості (більше 270 тис.год.) масова деформація паропроводів складає приблизно 0,5– 0,7 %, а деформація ділянок ЗТВ зварних з'єднань 1–5 %. Механізм пластичної деформації металу зварних з'єднань доцільно розглядати шляхом використання теорії дислокацій.

Дислокація при проходженні, під дією дотичних напружень, через кристал α -фази виконує роботу τ . Ефективна сила, яка забезпечує рух дислокації, складає $F = \tau \bar{b}$, де \bar{b} – вектор Бюргерса. Прикладене напруження σ , паралельне до \bar{b} , під дією сили F_{π} обумовлює переповзання дислокацій, $F_{\pi} = \sigma \bar{b}$. Переповзання дислокацій проходить шляхом виділення або приєднування до півплощини атомів хрому і молібдену, а також шляхом утворювання вакансій. Приймаючи в кристалі α -фази, як рівноважну, вихідну концентрацію атомів хрому і молібдену C_0 , аналогічно концентрації вакансій, а їх дійсну концентрацію – C_1 (після певного напрацювання), запишемо зміну вільної енергії $kT \ln(C_1/C_0)$, де k – постійна Больцмана, T – абсолютна температура. Переповзання дислокацій під дією сили F_{π} відбувається при наявності градієнта концентрації хрому та молібдену

$$F_{\text{п}} = \frac{kT}{b^2} \ln \frac{c_1}{c_0} \quad (7.1)$$

Шляхом використання поверхневого мікрозондового аналізування встановили, що після напрацювання зварних з'єднань більше ніж 276 тис. год. концентрація хрому (сегрегація) в приграничних зонах зерен α -фази може локально складати 3,0–4,0 %, а в центральних 0,2–0,4 %. Виявили, що сегрегація молібдену починає помітно зростати після напрацювання зварних з'єднань більше 260 тис. год., що приводить до збільшування пороутворювання. Відзначимо, що рівень сегрегації в зразках, випробуваних на повзучість або на тривалу міцність та в зразках вирізаних з дійсних паропроводів. стосовно однакового терміну їх напрацювання, помітно відрізняється.

У кристалах α -фази в процесі повзучості переміщення дислокацій реалізується за двома пов'язаними механізмами: переповзання та ковзання. При переповзанні дислокацій приєднування та відділення атомів (переважно хрому та молібдену), а також переміщення вакансій відбувається на сходинках півплощини. Одночасно на півплощині утворюються пороги, які володіють здатністю переміщуватися без зміни їх форми. Рух дислокацій, які проходять потенціальні перешкоди, контролюється силами Пайерлса. Концентрація дислокацій в металі зварних з'єднань розглядається як щільність дислокацій, тобто, як загальна довжина всіх дислокацій в одиниці об'єму. Щільність дислокацій на ділянках ЗТВ, а також в металі шва і в основному металі помітно відрізняється (див. рис. 7.2, 7.3, 7.6). Наприклад, середня щільність дислокацій на ділянці неповної перекристалізації ЗТВ складає приблизно 10^9 см^{-2} , а в металі шва близько 10^8 см^{-2} . При формуванні щільності важливу роль відіграє швидкість переповзання дислокацій, яка залежить від об'ємної дифузії (самодифузія хрому та молібдену), а також від анігілювання дислокацій. Локальне усунення границь зерен в значній мірі залежить від дифузії по границях зерен, інтенсивність якої в умовах повзучості значно вища, ніж об'ємної рис. 3.6, [40]. Зменшення щільності дислокацій в зернах α -фази означає, що одна частка дислокацій із субзерна переміщу-

ється до їх границь, а інша частина при переміщенні анігілює. Відповідно зменшується кількість дислокацій і збільшується деформація. Щільність дислокацій залежить від структурно-фазового стану ділянок ЗТВ, а також металу шва і основного металу. Відповідно щільність помітно відрізняється.

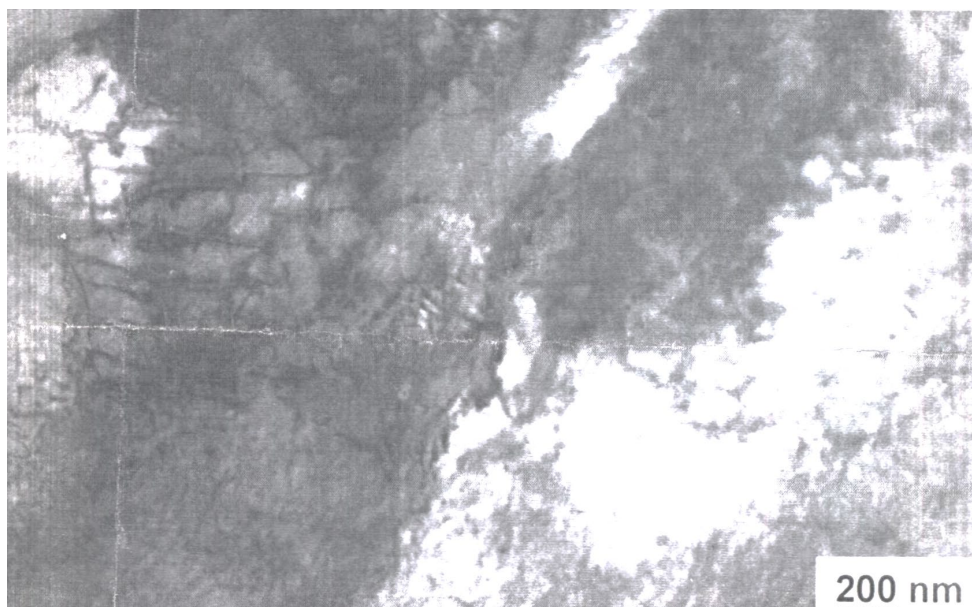


Рисунок 7.6 – Дислокаційна структура металу шва (сплав 10ХМФ). Наявність сітки дислокацій на окремих фрагментах субзерен α -фази (бейніт відпуску).

$$\varepsilon = 0,7 \%$$

Найменша щільність дислокацій спостерігається на ділянці неповної перекристалізації ЗТВ, що певною мірою сприяє її деформаційній здатності.

При досліджуванні пластичної деформації металу зварних з'єднань враховують: особливості структурного стану ділянок ЗТВ, металу шва та основного металу; кількість рухливих дислокацій у кристалі α -фази; середню швидкість руху дислокацій; залежність зміни щільності дислокацій і швидкості їх руху від напруження, тривалості, температури та дифузійного переміщення легувальних елементів. Проковзування по границях зерен змінюється аналогічно загальній деформації кожної із ділянок ЗТВ. Проковзування визначають шляхом нанесення ліній на відполіровану поверхню зразка до випробувань на повзучість.

Рівень пластичної деформації (γ) у кристалі α -фази визначали як деформація зсуву $\gamma = bN\bar{x}$, де b – зміщення, викликане рухом дислокацій через весь об'єм кристалу, N – щільність дислокацій, які проходять через одиничний поперечний переріз кристалу, \bar{x} – середнє переміщення дислокацій. В умовах повзучості швидкість деформації металу ділянок ЗТВ, а також металу шва і основного металу, яка залежить від терміну експлуатації зварних з'єднань, значно відрізняється (рис. 7.7.). Швидкість деформації залежить також від їх структурного стану (рис. 7.8.). Визначання швидкості деформації слід здійснювати для розробки способів її зменшення. Запишемо

$$\frac{\partial \gamma}{\partial t} = bNV, \quad (7.2)$$

де: V – швидкість деформації.

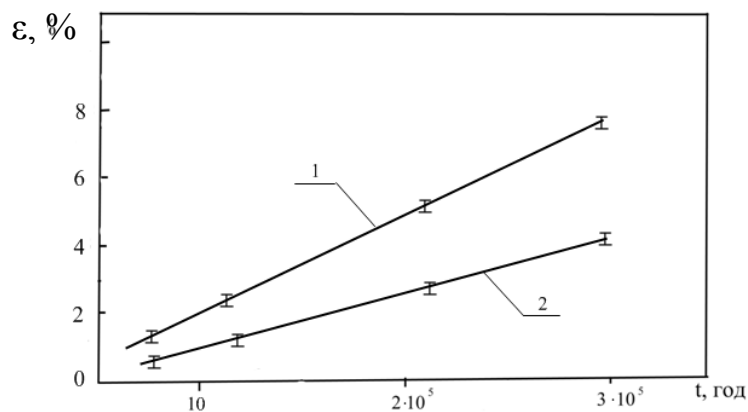


Рисунок 7.7 – Залежність деформації ϵ від терміну експлуатації зварних з'єднань зі сталі 12Х1МФ:

1 – метал ділянки неповної перекристалізації ЗТВ; 2 – ділянки перегріву

Доцільно, щоб зварювальне нагрівання і наступне відпускання забезпечили формування такої дислокаційної будови, яка характеризується більш високими фізичними та механічними властивостями зварних з'єднань. Такі власти-

вості можна отримати шляхом формування вихідної структури, вміст якої – 75–90 % бейніту, ферит- залишкове, з рівномірним розподілянням виділянь других фаз по тілу зерен α -фази, а також по їх границям. Недопустимо мати в металі шва локально згруповані та збільшені за розмірами феритні зерна. На ділянці сплавлення ЗТВ зварювальне нагрівання повинно забезпечити плавний перехід між структурами металу шва та основного металу, а також відсутність збільшених феритних зерен. На ділянці перегріву бал аустенітного зерна не повинен бути менше 5-го [ДСТУ 8972: 2019]. На ділянці неповної перекристалізації нові продукти розпаду аустеніту у вигляді ланцюжків глобуляризованого перліту не допускаються. Наявність наведених складових вихідної структури сприяють збільшуванню інтенсивності проходження фізико-хімічних процесів і відповідно структурних перетворювань, і тому їх слід вважати браковочними.

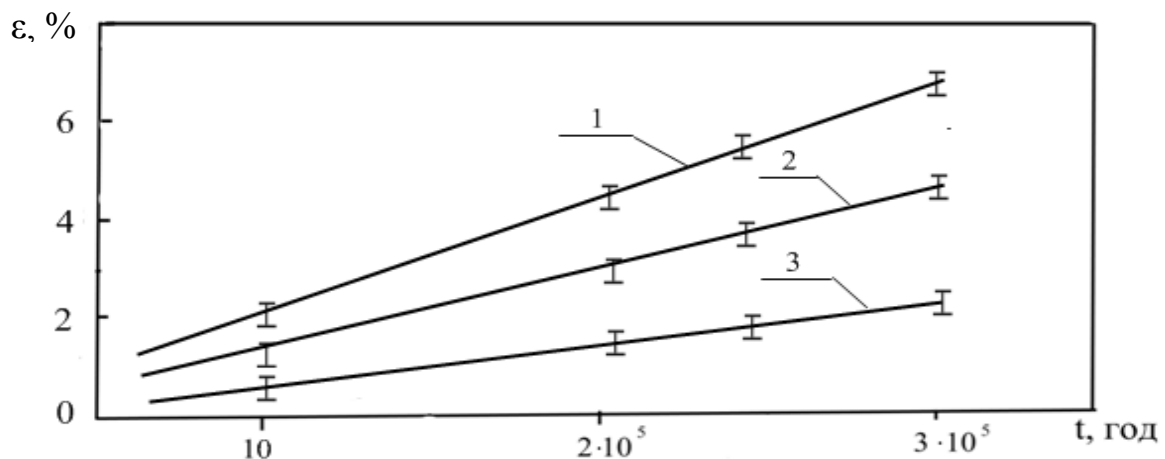


Рисунок 7.8 – Залежність деформації ϵ металу ділянки неповної перекристалізації ЗТВ зварних з'єднань зі сталі 15X1M1Ф від терміну експлуатації. Перекристалізовані структури:

1 – глобуляризований перліт; 2 – сорбіт; 3 – тростит

ВИСНОВКИ

Для уточнювання залишкового ресурсу зварних з'єднань доцільно ком-

плексно дослідити особливості впливу дислокаційного стану на структурно-фазові перетворювання їх металу. Доцільно також виявити, як впливають на дислокаційну будову наступні чинники: зміцнювання шляхом легування α -фази; дисперсійне зміцнювання; пружна взаємодія дислокацій з точковими дефектами та хмарами Котрелла; хімічна взаємодія дислокацій з розчинними атомами та хмарами Сузукі; зміцнювання кристалів в результаті упорядкування елементів проникнення з урахуванням напружень.

Питання для самоперевірення

Рекомендована література: [1–7].

Тема 8. ПОШКОДЖУВАНІСТЬ МЕТАЛУ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ПАРОПРОВОДІВ В УМОВАХ ПОВЗУЧОСТІ ТА ВТОМИ

8.1. Карбіди і пошкоджуваність порами металу зварних з'єднань паропроводів.

8.1. Карбіди і пошкоджуваність порами металу зварних з'єднань паропроводів

Пошкоджуваність зварних з'єднань паропроводів в умовах повзучості та втоми, при їх напрацюванні понад 250 тис. год., зумолена, значною мірою, структурними перетворюваннями, які відбуваються в їх металі. Такі перетворювання характеризуються різним рівнем деформації зерен α -фази, кількістю і ступістю коагулювання карбідних фаз I-ої групи (переважно $M_{23}C_6$), а також кількістю карбідів II-ої групи. Структурні перетворювання характеризуються також проходженням карбідних реакцій $M_3C \rightarrow M_7C_3 \rightarrow M_{23}C_6$, вивчення ролі яких в механізмі пошкоджуваності металу зварних з'єднань надається актуальним завданням. З відносно найбільшою швидкістю структурні перетворювання відбуваються на ділянці неповної перекристалізації зони термічного впливу, що і спричиняє його більший рівень пошкоджуваності при довготривалій роботі зварних з'єднань, порівняно з другими ділянками ЗТВ, а також з металом шва і основним металом. Вивчення особливостей процесу старіння в умовах повзучості як правило, проводять на зразках зварних з'єднань вирізаних з паропроводів свіжої пари і гарячого промперегріву із сталей 12Х1МФ і 15Х1М1Ф, а також на щойно виготовлених зразках-свідках, які після зварювання піддають високому відпусканню при температурі 730–750 °С тривалістю 3–5 год., рис. 8.1.

Приклад. Паропровід ТЕС, м. Зміїв експлуатувався до 2002 р. при темпе-

ратурі 545 °С і тиску 24МПа, а після – при температурі 510 °С і такому ж тиску. Загальний термін напрацювання склав 275 637 год. Механічні властивості основного металу паропроводу: $\sigma_b = 775$ МПа; $\sigma_T = 270$ МПа; $\delta = 19$ %; $\Psi = 77$ %; $KCV = 18$ Дж/см².

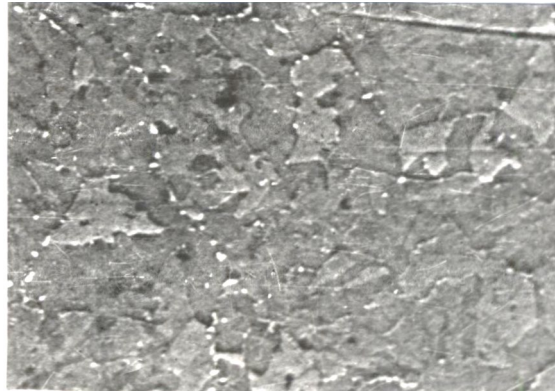


Рисунок 8.1 – Мікроструктура металу шва з карбідними виділеннями, х 2 500

Для виявлення карбідів M_3C , M_7C_3 і $M_{23}C_6$, а також пор в зразках даного паропроводу використовують відповідне хімічне мікротравлення. Наприклад для виявлення карбиду M_3C використовували: 1 г КОН; 4 г $KMnO_4$; 100 мл H_2O . Термін травлення в розчині, який кипить, складає 5–10 хв. Добавка в наведений травник винної кислоти дозволяє виявляти карбіди M_7C_3 і $M_{23}C_6$. Карбідні фази вивчали шляхом кількісного мікроструктурного аналізування з використанням порошкового дифрактометра «Siemens-D500» в монохроматизованому випромінюванні [43]. Дифрактограмами знімали в області кутів $10^\circ \leq 2\Theta \leq 140^\circ$ з шагом сканування $0,02^\circ$ і часом накопичування імпульсу 75 сек. в кожній точці. Виявлення пор та ідентифікування карбідних фаз проводили з використанням скануючого мікроскопу JSM-820 з системою мікроаналізатора «Link» AN10185S і вирішальною здатністю в мережі вторинних електронів 10 нм, а також локальністю мікроаналізування близько 2 мкм.

Для структурного аналізування використовують світлову і електронну мікроскопію. У вихідній структурі зварних з'єднань спостерігаються нерівномір-

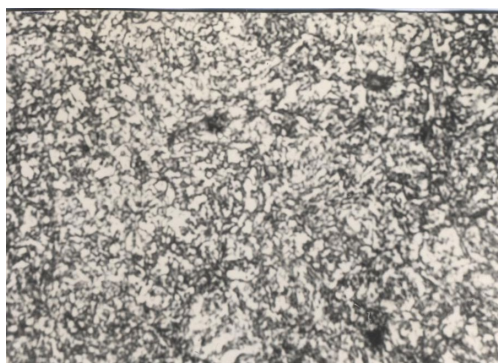
но розподілені по тілу і по границях зерен α -фази дисперсні карбіди цементитного типу, рис. 8.1.

Розміри цементитних виділянь складаються 20–500 нм. Розрахування електроннограм показав, що виділення мають орторомбічну ґратку, параметри якої складаються $a = 0,452$ нм, $b = 0,512$ нм, $c = 0,680$ нм (з точністю $\pm 0,005$ нм). Наведені дані є близькими до аналогічних даних, які наведені в роботі. Форма виявлених карбідів наближається до сферичної або еліптичної.

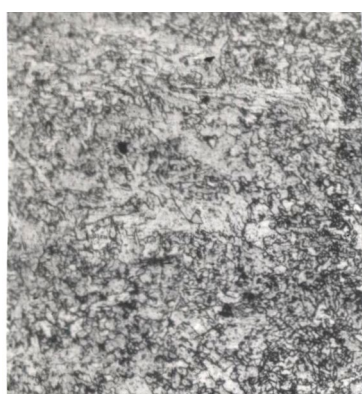
Склад і рівномірність розподілення карбідів в структурах ділянок ЗТВ, а також в області металу шва і в основному металі зварних з'єднань помітно відрізняються, що пов'язано з відповідними структурними перетворюваннями. В металі шва і в основному металі розподілення карбідів є більш рівномірним ніж на ділянках зони термічного впливу. В структурі зварних з'єднань зі сталі 12Х1МФ, після їх напрацювання в умовах повзучості 275 673 год., рис. 8.2, присутні, у різних співвідношеннях карбіди I-ої групи M_3C , M_7C_3 і $M_{23}C_6$, а також II-ої MC і M_2C . Доцільно розглянути загальні особливості формування карбідних перетворювань, стосовно структур зварних з'єднань.

Інтенсивність твердофазної реакції $M_3C \rightarrow M_7C_3$ по тілу зерен є значно меншою, ніж аналогічної реакції по границях зерен, що підтверджується кількісно. Наприклад, після напрацювання 275 637 год., кількість карбідів M_3C розташованих по тілу зерен складала близько 20–30% від їх загальної кількості, а по границях зменшилась приблизно до 5–7.

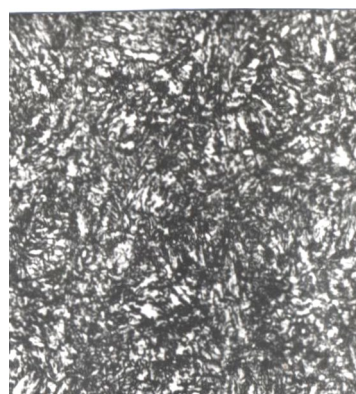
Кристал легованого хромом цементиту складається із відповідної кількості октаєдрів, які мають взаємно орієнтовані, розташовані під кутами вісі, рис. 8.3. В структурі зварних з'єднань, хромистий цементит $(Fe,Cr)_3C$ утворюється при локальному складі хрому в сегрегаційних прошарках 2,0–2,3 мас. %. Молибден в карбіді M_3C розчиняється до 1 %. У ґратці M_3C хром може заміщати до 20 % атомів заліза. В окремих випадках навіть до 25. Наведені заміщення є граничними.



a



б



в

Рисунок 8.2 – Мікроструктура зварного з'єднання зі сталі 15X1M1Ф:
a – основний метал; *б* – метал шва; *в* – метал ділянки неповної
перекристалізації ЗТВ, х 260

Температура і напруження в процесі довготривалої роботи паропроводів зумовлюють направлену дифузію хрому і молібдену, що призводить до утворення сегрегаційних прошарків по границях зерен α -фази і субзерен (в меншій мірі). Швидкість дифузії хрому в зернах залежить від їх розмірів, форми і будови. Заміщення в карбідах цементитного типу атомів заліза на атоми хрому відбувається не тільки внаслідок їх об'ємної дифузії із зерен α -фази, але (в більшій мірі) внаслідок дифузії по границях зерен. Дифузії сприяє переміщення

дислокацій. В зернах α -фази утворюються зони Гін'є – Престона (біля їх границь) де концентрація хрому може перевершувати в 2–6 разів середню по зерну концентрацію хрому. Карбіди цементитного типу, (рис. 8.3) які розташовані по границях зерен α -фази, можна розглядати, при наявності гетерогенних флуктуацій за Френкелем, як докритичні зародки. Коли локальна концентрація хрому стає критичною, гетерогенні флуктуації викликають відповідні фазові переходи при умові, що зростання докритичного зародку спочатку характеризується підвищенням енергетичного рівня ґратки, а потім її зниженням.

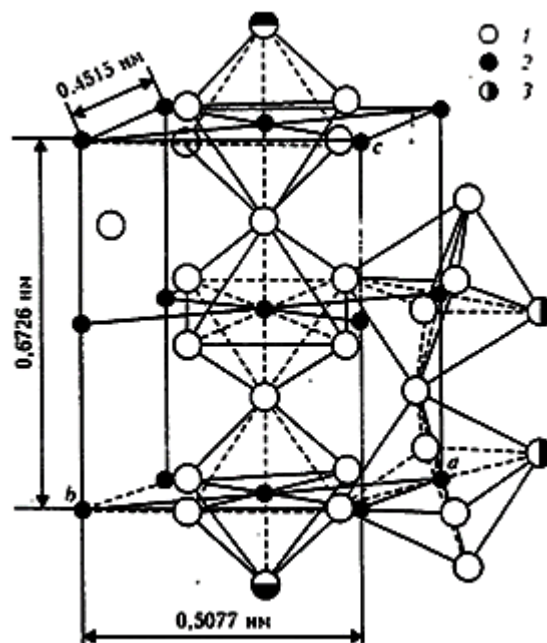


Рисунок 8.3 – Елементарна ґратка карбіду M_3C :

1 – залізо; 2 – вуглець; 3 – хром

При утворюванні локальної концентрації хрому в зонах Гін'є – Престона від 3,5 до 5,5 % відбувається граничне накопичування хромом цементиту, яке і сприяє його перетворенню в тригональний карбід $(Cr, Fe)_7C_3$. Таким чином поступово карбід M_3C замінюється на більш стійкий карбід M_7C_3 , тобто відбувається твердофазна реакція $M_3C \rightarrow M_7C_3$. Для наведених карбідів характерна умова, що хром є більш сильним карбідоутворювальним елементом, ніж залізо.

Атом хрому має більш сильний зв'язок з вуглецем ніж атом заліза. Проте така різниця є незначною. Зазначимо, що атом хрому (атомний радіус 1,27Å) є більшим ніж атом заліза (атомний радіус 1,26Å), що також відповідно характеризує його більшу спорідненість до вуглецю.

Помітний вплив на карбідні перетворювання має рівень сегрегації, а також рухливість атомів. Л. І. Міркін показав, що для утворення тригонального карбиду $(Cr,Fe)_7C_3$ розміром в 20 металевих атомів, кількість флуктуацій в 1 см² сталі, яка вміщує 2 мас. % хрому є незначною. В металі ділянки неповної перекристалізації ЗТВ, при збільшеному рівні сегрегації порівняно з іншими ділянками структур, кількість флуктуацій є також високою. Кількість карбідних фаз M_7C_3 при напрацюванні зварних з'єднань 100–150 тис. год. на цій ділянці приблизно на 30 % є більшою ніж на інших ділянках ЗТВ, що забезпечується відповідно високою швидкістю реакцій $M_3C \rightarrow M_7C_3$.

При установленні локальної концентрації хрому в сегрегаційних прошарках понад 5–5,5 % відбувається граничне насичування хромом тригонального карбиду M_7C_3 , що приводить до його перетворювання в кубічний карбід $M_{23}C_6$, рис. 8.4. Відповідно напрацювання 275 673 год. встановлено, що елементарна гратка $M_{23}C_6$ складається із порожніх кубів і октаедрів в центрі яких знаходяться металеві атоми. Тетраедричні ребра значною мірою перевершують ребра куба. Розмір гратки наступний: $a = 1,0572$ нм, що відрізняється від аналогічних даних. Відмінність в параметрах гратки обумовлена заміщенням атомів хрому (атомний радіус 0,127 нм) атомами молібдену (атомний радіус – 0,139 нм). Таке заміщення відбувається в умовах добудови гратки карбідів $M_{23}C_6$, а також внаслідок їх коалесценсії. Карбід $M_{23}C_6$ в сталях 12Х1МФ і 15Х1МФ є подвійним карбідом, $Fe_{23}Mo_2C_6$. Саме цей карбід, при напрацюванні зварних з'єднань понад 270 тис. год. займає ключову позицію стосовно стабільності їх структурно-фазового стану в умовах повзучості.

Карбіди M_7C_3 в структурах зварних з'єднань зі сталі 12Х1МФ помітно відрізняються за хімічним складом. Наприклад на ділянці неповної перекристалі-

зації ЗТВ по хрому приблизно на 15 %, по молібдену на 20 %. Така відмінність забезпечується наявністю різних рівнів сегрегації наведених елементів рис. 8.5, що пов'язано з дифузійними процесами, які залежать від умов і тривалості напруження зварних з'єднань.

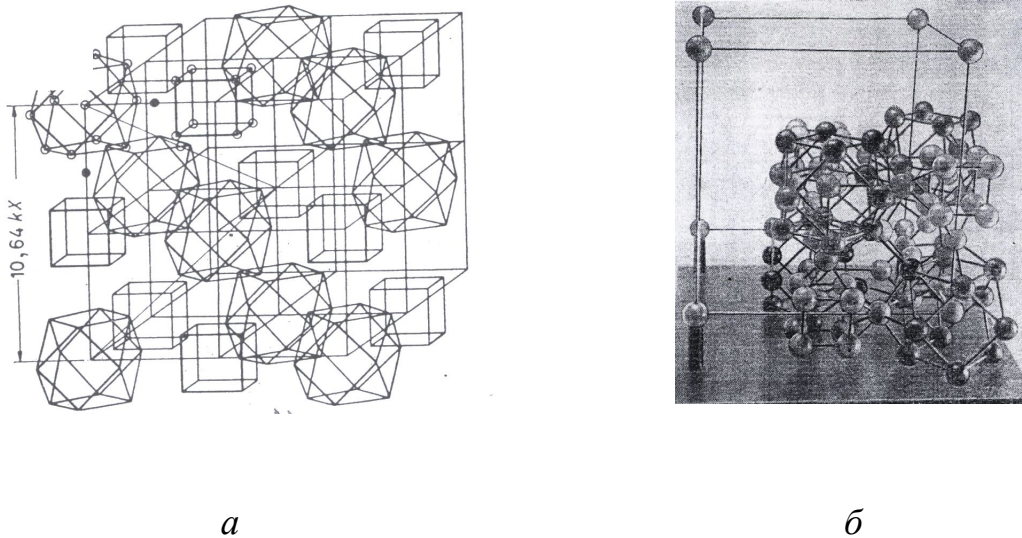
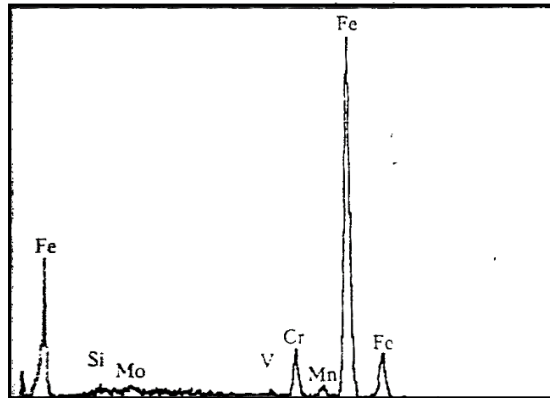


Рисунок 8.4 – Структура карбіду $M_{23}C_6$: *a* – елементарна гратка $(Cr, Fe, Mo)_{23}C_6$; *б* – просторова модель $M_{23}C_6$.

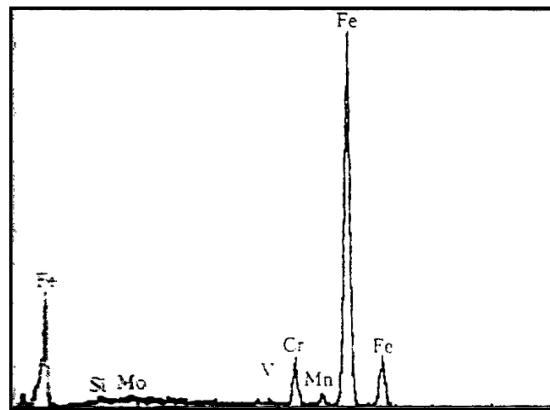
○ – атом металу, ● – атом вуглецю

До складу карбіду $M_{23}C_6$ входять 92 металевих атомів і 24 атоми вуглецю. Елементарна гратка розподіляється на 8 октантів, в кожному з яких вершини змінно обмежені кубооктаедрами та простими кубами. Атоми Cr і Fe відповідно можуть займати і центри кубооктаедрів, а також один центр кожного октанта, чому дозволяє збільшений простір такого октанта. В карбідах $M_{23}C_6$ металу зварних з'єднань збільшений розмір центрів атомів дозволяє їх заповнювати атомами Mo, який має більший атомний радіус ніж атомні радіуси Fe і Cr.

Враховуючи нестабільність карбіду $M_{23}C_6$ в умовах повзучості і те, що даний карбід є присутнім у теплостійких сталях, подальші дослідження спрямовані на підвищення його стабільності є винятково важливими.



a



б

Рисунок 8.5 – Спектри карбідних виділянь $M_{23}C_6$,

які знаходяться по границях зерен α -фази:

a – ділянка неповної перекристалізації ЗТВ; *б* – ділянка сплавлення ЗТВ.

Зварне з'єднання зі сталі 15X1M1Ф

Підтверджується особливість, що утворення карбідів $M_{23}C_6$ відбувається, переважно на границях контакту трьох зерен α -фази. Саме тут найбільш інтенсивно збільшується рівень сегрегації, що залежить від структури і умов старіння. Наприклад, при напрацюванні 200 тис. год. кількість карбідів $M_{23}C_6$

(ділянка сплавлення ЗТВ) складала біля 40 % від загальної їх кількості (карбіди I-ої групи). При напрацюванні 275 637 год. – близько 60 %, а при 300 тис. год. – біля 64 %.

Для збільшення ресурсу паропроводів на окремих ТЕС, наприклад на ТЕС-3 (м. Харків), провели відповідне знижування їх робочих параметрів температури і тиску. Загалом знижування робочих параметрів загальмувало проходження фізико-хімічних процесів і, відповідно, структурні перетворювання в металі зварних з'єднань. Проте наведене знижування викликає зменшення к. к. д. ТЕС, що є небажаним.

Середній вміст хрому в сегрегаційних зонах при напрацюванні зварних з'єднань до 250 тис. год. на ділянці неповної перекристалізації ЗТВ зріс приблизно до 2 %, а при напрацювання 275 673 год. – до 3–5 мас. %. Зростання підтверджується збільшенням швидкості дифузійних процесів на наведеній ділянці.

Інтенсивність зароджування пор у зварних з'єднаннях зі сталі 12Х1МФ в умовах повзучості пов'язана зі стабільністю карбідів I-ої групи. Найбільш інтенсивно пори зароджуються на ділянці неповної перекристалізації ЗТВ, рис. 8.6.

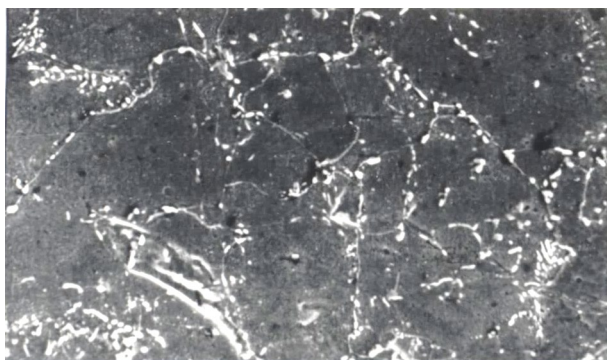


Рисунок 8.6 – Мікроструктура з виділеннями карбідів $M_{23}C_6$ і порами (стрілки). Ділянка неповної перекристалізації ЗТВ зварного з'єднання зі сталі 12Х1МФ. Ресурс 275 637 год., $\times 1\ 500$

Зазначимо, що метал ділянки неповної перекристалізації ЗТВ зварних з'єднань зі сталі 15Х1М1Ф підлягає зварювальному нагріванню в міжкритичну область температур $A_{c1}-A_{c3}$, що призводить до збільшення вихідної сегрегації хрому на границях зерен α -фази до 1,2–1,3 %. В процесі напрацювання зварних з'єднань рівень сегрегації суттєво зростає, що сприяє проходженню твердофазної реакції $M_3C \rightarrow M_7C_3 \rightarrow M_{23}C_6$.

В металі ділянки неповної перекристалізації ЗТВ стосовно другій стадії повзучості (напрацювання понад 270 тис. год.) виявили карбіди $M_{23}C_6$ (близько 60 %), а також M_3C , M_7C_3 , VC і Mo_2C (залишкове). Наявність карбідних виділень $M_{23}C_6$ в металі шва, ділянок ЗТВ, а також в основному металі суттєво відрізняється. Розбіжність оцінюється в 15–20 %. Встановлено, що щільність виділень $M_{23}C_6$ на ділянці неповної перекристалізації ЗТВ є більшою, приблизно на 70 %, ніж в основному металі, на 30–40 % більшою ніж в металі шва і на ділянці сплавлення. Виявлена кількість пор узгоджується з аналогічними даними наведеними в роботах [6]. Приймаючи пори розміром близько 0,05–0,10 мкм, що утворилась біля коагулювальних карбідів, як зародкові, враховували, що їх зароджування і розвиток проходить на протязі всього терміну напрацювання зварних з'єднань. В процесі розвитку мікропор їх форма із еліпсоїдної або кульовидної перетворюється у видовжену, розгалужену зі змінним перерізом (рис. 8.7), що дозволяє пори формально вважати мікротріщинами.

В металі ділянки неповної перекристалізації найбільш інтенсивно пошкодженість утворюється по границях зерен бейніт-перліт (близько 280 пор/мм²), де перліт є новим продуктом розпаду аустеніту [8, 60], а найменш інтенсивно (біля 140 пор/мм²) – по границях зерен бейніт-бейніт. По границях зерен в процесі розвитку пор відбувається їх коалесценція, пори формуються у вигляді сітки і ланцюжків пор. Далі із пор, шляхом їх злиття, утворюються мікротріщини (рис. 8.7).

Карбіди, що знаходяться в структурах ділянок ЗТВ, а також в структурах металу шва і основного металу, коагулюють з різною швидкістю. Найбільша

швидкість коагулювання, стосовно напрацювання зварних з'єднань понад 270 тис. год. характерна для ділянки неповної перекристалізації ЗТВ. Дещо менша швидкість коагулювання спостерігається в структурі ділянки перегріву, а також в структурі ділянки сплавлення ЗТВ.

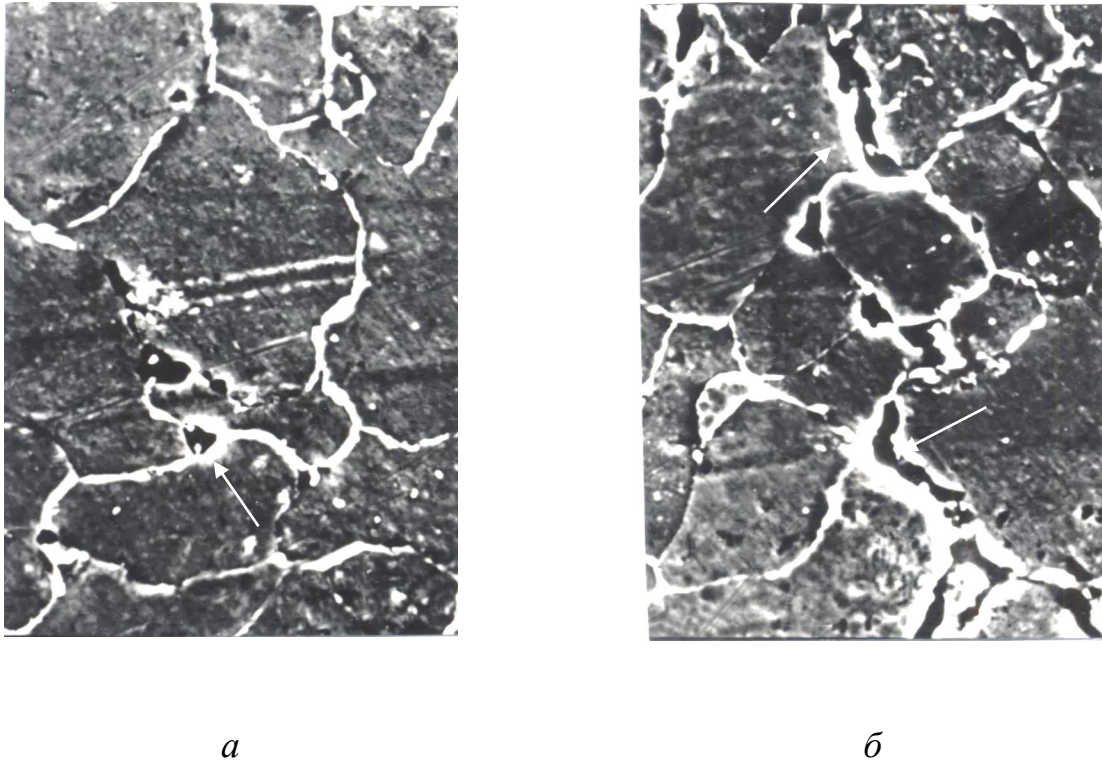


Рисунок 8.7 – Пошкоджуваність мікропорами *a* і мікротріщинами повзучості *б* (наведено стрілками) границь зерен α -фази, $\times 2\ 500$:

a – ділянка неповної перекристалізації; *б* – ділянка сплавлення ЗТВ

Більшість пор і мікротріщин зароджується на поверхні контакту коагулювальних карбідів $M_{23}C_6$ і M_7C_3 , з границями зерен α -фази, рис. 8.8, які є перпендикулярними, або близькими до перпендикулярних стосовно робочих напружень. Пороутворювання значною мірою залежить від форми і розмірів карбідів, а також їх когерентності із зернами α -фази, що потребує подальшого уточнювання.

Пори також утворюються при перерізуванні коагулювальних за довжи-

ною карбідів $M_{23}C_6$ дислокаціями, що переміщуються за механізмами ковзання. Наведене пороутворювання потребує уточнювання стосовно розташування таких карбідів на границях зерен α -фази і напряму переміщення дислокацій узгодженого з дією робочих напружень.

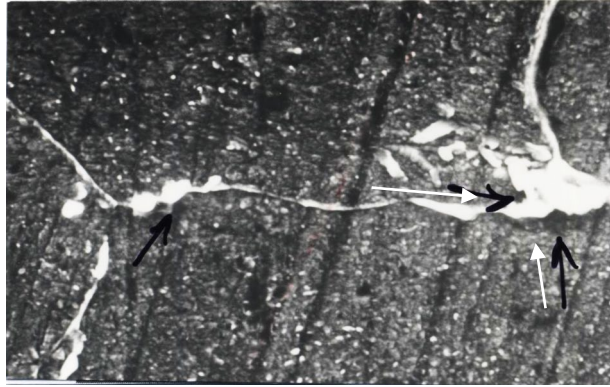


Рисунок 8.8 – Утворювання мікропор на ділянці неповної перекристалізації ЗТВ біля коагулюючого карбіда $M_{23}C_6$ (наведено стрілками), $\times 4\ 500$

Зварні з'єднання паропроводів, в процесі їх довготривалого напрацювання, пошкоджуються і тріщинами втоми, які також зароджуються по границях зерен, біля коагулювальних карбідів, наприклад біля $M_{23}C_6$. Такі тріщини викликають поперечне руйнування видовжених карбідів $M_{23}C_6$. Загалом пошкоджуваність розвивається за крихким механізмом.

ВИСНОВКИ

Інтенсивність пошкоджуваності порами повзучості і тріщинами втоми металу ділянки неповної перекристалізації ЗТВ суттєво залежить від виду нових продуктів розпаду аустеніту, які значною мірою контролюють швидкість коагулювання карбідів і карбідних реакцій. Таким чином пошкоджуваність металу зварних з'єднань можна зменшити шляхом отримання в структурі ділянки неповної перекристалізації нових продуктів розпаду аустеніту у вигляді бейніту, троститу або сорбіту.

Питання для самоперевірення

Рекомендована література: [1–7].

ТЛУМАЧНИЙ СЛОВНИК ТЕРМІНІВ

СПИСОК ДЖЕРЕЛ ІНФОРМАЦІЇ

Основна література

1. ГКД 34.17.401-95. Контроль та продовження строку служби металу устаткування теплових електростанцій [Текст]. Типова інструкція. Ч. 1. Котли, турбіни та трубопроводи з тиском 9МПа і вище. 1995.
2. ДКАОП 0.00-1.11-98. Правила будови і безпечної експлуатації трубопроводів пари та гарячої води [Текст]. 1998.
3. СОУ–Н МПЕ 40.1.17.401: 2004 Контроль металу та продовження терміну експлуатації основних елементів котлів, турбін та трубопроводів теплових електростанцій [Електронний ресурс]. Типова інструкція. Дата початку дії: 21,04.2005. – Електрон. версія друк вид. – Режим доступу : <https://www.twirpx.com/file/3510464/>
4. СОУ–Н МПЕ 40.1.17.405: 2005. Порядок продовження терміну експлуатації підігрівників високого і низького тисків з напрацюванням понад 309 років [Текст]. Положення. Дата початку дії: 22.11.2005.
5. Дмитрик В. В. Зварні з'єднання паропроводів. Збільшення ресурсу. [Текст] : монографія / В. В. Дмитрик. – Харків : Видавничий дім «Діаком», 2010. – 149 с.
6. Дмитрик В. В. Повертання у металі зварних з'єднань паропроводів які тривалий час експлуатуються в умовах повзучості [Текст] / В. В. Дмитрик, А. В. Глушко // Металофізика. Новітні технології. – 2023. – Т. 45. – № 3. – С. 369-385.
7. Дмитрик В. В. Структурні зміни в металі зварних з'єднань паропроводів після тривалої експлуатації [Електронний ресурс] / В. В. Дмитрик, А. В. Глушко, Т. О. Сиренко // Автоматическая сварка – 2017. – № 7. – С. 21–23. – Електрон. версія друк вид. – Режим доступу : <https://patonpublishinghouse.com/as/pdf/2017/pdfarticles/07/4.pdf>

ЗМІСТ

ВСТУП	4
СТРУКТУРА НАВЧАЛЬНОЇ ДИСЦИПЛІНИ	8
ЛЕКЦІЯ 1.	
Тема 1. СУЧАСНИЙ СТАН НАДІЙНОСТІ ТА РЕСУРСУ ПАРОПРОВОДІВ ТЕС	13
1.1. Теплостійкі перлітні сталі, які використовують для виготовлення паропроводів і елементів їх систем	13
1.2. Вихідний структурно-фазовий стан низьколегованих теплостійких паропроводних сталей та їх механічні властивості	15
ЛЕКЦІЯ 2.	
Тема 2. УМОВИ ЕКСПЛУАТАЦІЇ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ПАРОПРОВОДІВ, ЕЛЕМЕНТІВ ЇХ СИСТЕМ І КОЛЕКТОРІВ КОТЛІВ	30
2.1. Умови експлуатації зварних з'єднань паропроводів, елементів їх систем і колекторів котлів	30
2.2. Особливості пошкоджуваності металу паропроводів при їх довготривалій експлуатації в умовах повзучості та втоми	32
ЛЕКЦІЯ 3.	
Тема 3. ФІЗИКО-ХІМІЧНІ ПРОЦЕСИ ТА СТРУКТУРНІ ЗМІНИ В МЕТАЛІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ПАРОПРОВОДІВ ІЗ ТЕПЛОСТІЙКИХ ПЕРЛІТНИХ СТАЛЕЙ	38
3.1. Механізм самодифузії хрому, молібдену і ванадію	38
ЛЕКЦІЯ 4.	
Тема 4. ПОВЗУЧІСТЬ МЕТАЛУ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ПАРОПРОВОДІВ	51
4.1. Повзучість металу зварних з'єднань паропроводів	51

ЛЕКЦІЯ 5.

Тема 5. ДЕФОРМАЦІЯ МЕТАЛУ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ПАРОПРОВОДІВ ПРИ ЇХ ДОВГОТРИВАЛОМУ НАПРАЦЮВАННІ В УМОВАХ ПОВУЧОСТІ ТА ВТОМИ	64
---	-----------

5.1. Деформації металу зварних з'єднань паропроводів при їх довготривалому напрацюванні в умовах повучості та втоми	64
--	----

ЛЕКЦІЯ 6.

Тема 6. ОСОБЛИВОСТІ ДЕГРАДУВАННЯ МЕТАЛУ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ПАРОПРОВОДІВ ПРИ ЇХ ДОВГОТРИВАЛОМУ НАПРАЦЮВАННІ В УМОВАХ ПОВЗУЧОСТІ	71
---	-----------

6.1. Деградування металу і пошкоджуваність зварних з'єднань паропроводів	71
---	----

6.2. Карбіди в металі зварних з'єднань	77
--	----

ЛЕКЦІЯ 7.

Тема 7. СТРУКТУРНО-ФАЗОВІ ЗМІНИ В МЕТАЛІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ПАРОПРОВОДІВ В УМОВАХ ПОВЗУЧОСТІ	86
---	-----------

7.1. Структурно-фазові зміни в металі зварних з'єднань паропроводів в умовах повзучості	86
--	----

ЛЕКЦІЯ 8.

Тема 8. ПОШКОДЖУВАНІСТЬ МЕТАЛУ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ПАРОПРОВОДІВ В УМОВАХ ПОВЗУЧОСТІ ТА ВТОМИ	97
--	-----------

8.1. Карбіди і пошкоджуваність порами металу зварних з'єднань паропроводів	97
---	----

ТЛУМАЧНИЙ СЛОВНИК ТЕРМІНІВ	110
---	------------

СПИСОК ДЖЕРЕЛ ІНФОРМАЦІЇ	111
---------------------------------------	------------

Для приміток

Для приміток

Для приміток

Навчальне видання

Конспект лекцій

з дисципліни «Сучасні наукові школи кафедри»
для студентів спеціальності 131 «Прикладна механіка»
освітньо-наукової програми «Зварювання та споріднені процеси і технології»
другого (магістерського) рівня вищої освіти
денної та дистанційної форм навчання
закладів вищої освіти

Укладачі : ДМИТРИК Віталій Володимирович

Відповідальний за випуск *проф. Сергій Лузан*

Роботу до видання рекомендувала *проф. Ольга Пономаренко*.

Комп'ютерна верстка *Г. А. Федоренко*

В авторській редакції

План 2024 р., поз.

Підписано до друку . . 2024. Формат 60x84 1/16. Папір офсетний

Riso-друк. Гарнітура Times New Roman. Ум. друк. арк.

Наклад 50 прим. Зам. № . Ціна договірна

Видавничий центр НТУ «ХП».

вул. Кирпичова, 2, м. Харків-2, 61002

Свідоцтво про державну реєстрацію ДК № 5478 від 21.08.2017 р.

Електронна версія