

Міністерство освіти і науки України  
Тернопільський національний технічний університет  
імені Івана Пулюя

Ясній В.П., Студент О.З., Ясній П.В.

**ПРОГНОЗУВАННЯ ВТОМНОЇ  
ДОВГОВІЧНОСТІ ПСЕВДОПРУЖНИХ  
СПЛАВІВ З ПАМ'ЯТТЮ ФОРМИ**

**Монографія**

Тернопіль – 2021

Ministry of Education and Science of Ukraine  
Ternopil Ivan Puluj National Technical University

Iasnii V.P., Student O.Z., Yasniy P.V.

**PREDICTING THE FATIGUE LIFE OF  
PSEUDOELASTIC SHAPE MEMORY ALLOYS**

**Monograph**

Ternopil – 2021

УДК 620.169+539.3  
Я82

Автори:

*Ясній В.П.*, докт. техн. наук, професор;  
*Студент О.З.*, докт. техн. наук, професор;  
*Ясній П.В.*, докт. техн. наук, професор.

Рецензенти:

*Г.Т. Сулим*, докт. фіз.-мат. наук, професор;  
*Г.І. Львов*, докт. техн. наук, професор.

*Схвалено та рекомендовано до друку на засіданні вченої ради  
Тернопільського національного технічного університету імені Івана Пулюя  
(протокол № 9 від 14 вересня 2021 р.)*

Ясній В.П. Прогнозування втомної довговічності псевдопружних  
Я82 сплавів з пам'яттю формами: монографія / Ясній В.П., Студент О.З.,  
Ясній П.В., – Тернопіль: Вид-во ТНТУ імені Івана Пулюя, 2021. – 278 с.

ISBN 978-966-305-116-1

УДК 620.169+539.3

Монографія стосується підвищення надійності експлуатації пристроїв із конструктивними елементами зі сплавів з пам'яттю форми, включаючи критерії їх втомного руйнування та методики прогнозування їх довговічності з урахуванням впливу асиметрії циклу і змінної амплітуди навантаження.

Розроблено методику прогнозування довговічності псевдопружного СПФ в умовах малоциклової втоми з урахуванням асиметрії циклу навантаження та змінної амплітуди, яка ґрунтується на критерії втомного руйнування, визначеному за сталої амплітуди – сумарній питомій енергії пружної деформації. Запропоновано метод прискореного визначення сталих у моделі втомного руйнування за результатами випробування квазістатичним одноісним розтягом і за фіксованої сталої амплітуди навантаження

Призначена для наукових та інженерно-технічних працівників, а також аспірантів і студентів, які спеціалізуються в галузі прогнозування і продовження ресурсу та забезпечення надійної експлуатації елементів конструкцій.

ISBN 978-966-305-116-1

©В.П. Ясній, О.З. Студент, П.В. Ясній.....2021  
©Тернопільський національний технічний  
університет імені Івана Пулюя.....2021

UDC 620.169+539.3

Yasniy P.V. Predicting the fatigue life of pseudoelastic shape memory alloys: Monograph / Iasnii V.P., Student O.Z., Yasniy P.V., – Ternopil: TNTU Publishing House, 2021. – 278 p.

ISBN 978-966-305-116-1

UDC 620.169+539.3

The monograph deals with the increase of devices reliability, that contain shape memory alloys elements, considering the criteria of their fatigue fracture and methods, that allows to predict their lifetime taking into account the influence of stress ratio and variable amplitude loading.

There was elaborated the methodology for the lifetime prediction of pseudoelastic SMA under low-cycle fatigue taking into account the stress ratio and variable amplitude, which is based on the criterion of fatigue failure (total elastic energy density) determined under constant amplitude. There was proposed the method for quick determination of fatigue failure model parameters based on the quasi-static uniaxial tensile test results under constant amplitude loading.

The book is useful for researchers and engineers, as well as for students, PhD students and engineers which specializing in estimation and extend fatigue lifetime and ensuring reliable operation of structural elements.

Reviewers: Dr. Physical and Mathematical Sci., Prof. *H.T. Sulym*  
Dr. Technical Sci. Prof. *H.I. Lvov*

*Recommended for publication by the Academic Council of Ternopil Ivan Puluj National Technical University (Protocol No. 9, 14 of September, 2021)*

ISBN 978-966-305-116-1

©Iasnii V.P., Student O.Z., P.V. Yasniy.....2021  
©Ternopil National Technical  
Ivan Puluj University.....2021

## ЗМІСТ

<b>ПЕРЕЛІК УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ, СИМВОЛІВ, ОДИНИЦЬ, СКОРОЧЕНЬ.....</b>	<b>8</b>
<b>ПЕРЕДМОВА .....</b>	<b>10</b>
<b>1 ПРОБЛЕМИ ДЕГРАДАЦІЇ ФУНКЦІОНАЛЬНИХ І КОНСТРУКЦІЙНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ВСЕВДОПРУЖНИХ СПЛАВІВ ІЗ ПАМ'ЯТТЮ ФОРМИ ЗА ДІЇ ВОДНЮ І ЦИКЛІЧНОГО НАВАНТАЖЕННЯ .....</b>	<b>13</b>
<b>1.1 Особливості кристалічної будови сплавів з пам'яттю форми та їх застосування .....</b>	<b>13</b>
1.1.1 Застосування сплавів з пам'яттю форми .....	13
1.1.2 Кристалічна будова сплавів з ефектом пам'яті форми та мартенситне перетворення.....	15
1.1.3 Ефект пам'яті форми.....	22
1.1.4 Ефект псевдопружності (надпружності) .....	25
1.1.5 Стабілізація реакції матеріалів з пам'яттю форми .....	27
<b>1.2 Вплив водню на функціональні та механічні властивості NiTi сплавів з пам'яттю форми.....</b>	<b>41</b>
<b>1.3 Вплив температури на функціональну і механічну втому NiTi сплавів з пам'яттю форми.....</b>	<b>54</b>
<b>1.4 Вплив асиметрії циклу навантаження на функціональну і механічну втому NiTi сплавів з ефектом пам'яті форми .....</b>	<b>58</b>
<b>1.5 Вплив змінної амплітуди навантаження на функціональну і механічну втому NiTi сплавів з ефектом пам'яті форми.....</b>	<b>65</b>
<b>1.6 Вплив асиметрії циклу навантаження на швидкість росту втомних тріщин в сплавах з пам'яттю форми .....</b>	<b>67</b>
<b>2 МЕТОДИКИ ДОСЛІДЖЕННЯ МЕХАНІЧНОЇ ПОВЕДІНКИ, ФУНКЦІОНАЛЬНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ І МЕХАНІЧНОЇ ВТОМИ NiTi СПЛАВУ .....</b>	<b>70</b>
<b>2.1 Методика визначення температур фазових перетворень методом сканівної диференціальної калориметрії.....</b>	<b>70</b>
<b>2.2 Методика дослідження впливу наводнювання на механічну поведінку.....</b>	<b>70</b>
<b>2.2.1 Схема навантаження та конструкція зразка для проведення експериментів.....</b>	<b>70</b>

2.2.2	Технічне оснащення експериментів .....	72
2.2.3	Особливості електрохімічних досліджень.....	74
2.2.4	Підготовка зразка до експерименту.....	75
2.2.5	Вибір умов впливу корозивного середовища .....	76
2.2.6	Апробація розробленої методики .....	76
2.3	Методика механічних випробувань за одновісного квазістатичного і циклічного навантаження за сталої амплітуди .....	77
2.4	Методика механічних випробувань за одновісного циклічного навантаження змінної амплітуди .....	79
2.5	Методика випробувань на циклічну тріщиностійкість за одновісного навантаження.....	81
2.6	Методика електронномікроскопічних досліджень механізмів деформування і руйнування .....	85
2.7	Методики аналізу довговічності і залишкової довговічності елементів конструкцій .....	87
<b>3</b>	<b>ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ТЕМПЕРАТУРИ ТА ВОДНЮ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ NiTi СПЛАВУ...</b>	<b>94</b>
3.1	Досліджуваний матеріал .....	94
3.2	Мікроструктура нітинолу (сплав Ni <sub>55,8</sub> Ti <sub>44,2</sub> ).....	94
3.3	Визначення температур фазових перетворень методом сканівної диференціальної калориметрії.....	102
3.4	Діаграми деформування розтягом .....	104
3.5	Діаграми деформування за статичного навантаження .....	105
3.6	Візуальне дослідження зламів наводнених зразків .....	108
3.7	Фрактографічні особливості впливу наводнювання на руйнування сплаву нітинол за випроб розтягом циліндричних зразків.....	109
3.7.1	Макрофрактографічний аналіз.....	110
3.7.2	Мікрофрактографічний аналіз центральної частини зламів .....	115
3.7.3	Мікрофрактографічний аналіз зламів в околі поверхні зразків .....	119
<b>4</b>	<b>ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ТЕМПЕРАТУРИ, АСИМЕТРІЇ ЦИКЛУ ТА ЗМІННОЇ АМПЛІТУДИ НАВАНТАЖЕННЯ НА ФУНКЦІОНАЛЬНУ І МЕХАНІЧНУ ВТОМУ .....</b>	<b>126</b>
4.1	Вплив температури на функціональні властивості .....	126
4.2	Вплив асиметрії циклу навантаження на функціональну втому..	128
4.3	Вплив температури на втому довговічність.....	139

4.4	Вплив змінної амплітуди навантаження на функціональні властивості NiTi сплавів з ефектом пам'яті форми.....	146
4.5	Вплив асиметрії циклу навантаження на втомну довговічність ..	157
4.6	Вплив змінної амплітуди навантаження на механічну втому NiTi сплаву з ефектом пам'яті форми .....	163
4.7	Вплив амплітуди напруження на фрактографічні особливості малоциклового втомного руйнування гладких зразків NiTi сплаву .....	165
4.8	Вплив асиметрії циклу і змінної амплітуди навантаження на фрактографічні особливості руйнування гладких зразків нітинолу за випробувань на малоциклову втому .....	171
<b>5</b>	<b>ОСОБЛИВОСТІ ВТОМНОГО РОСТУ ТРІЩИН В СПЛАВАХ З ЕФЕКТОМ ПАМ'ЯТІ ФОРМИ .....</b>	<b>181</b>
5.1	Вплив форми фронту тріщини .....	181
5.2	Вплив асиметрії циклу навантаження .....	185
5.3	Мікромеханізми руйнування NiTi сплаву з пам'яттю форми.....	186
<b>6</b>	<b>ПРОГНОЗУВАННЯ ДОВГОВІЧНОСТІ І ЗАЛИШКОВОЇ ДОВГОВІЧНОСТІ СПФ .....</b>	<b>204</b>
6.1	Прогнозування довговічності СПФ за змінної амплітуди навантаження .....	204
6.2	Прогнозування залишкової довговічності СПФ з урахуванням розкиду характеристик механічних властивостей (циклічної тріщиностійкості) за сталої амплітуди навантаження.....	214
<b>7</b>	<b>РОЗРОБКА І ДОСЛІДЖЕННЯ ДЕМПФУВАЛЬНОГО ПРИСТРОЮ ІЗ ЗАСТОСУВАННЯМ СПФ .....</b>	<b>222</b>
7.1	Досліджуваний матеріал .....	223
7.2	Опис конструкції .....	228
7.3	Розрахунок конструктивних і технічних параметрів .....	229
7.4	Методика випробування дослідження функціональних характеристик демпфувального пристрою .....	236
7.5	Результати дослідження та їх обговорення .....	240
7.6	Моделювання механічної поведінки підсиленої залізобетонної балки сплавом із пам'яттю форми .....	251
	<b>СПИСОК ВИКОРИСТАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ.....</b>	<b>256</b>

## ПЕРЕЛІК УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ, СИМВОЛІВ, ОДИНИЦЬ, СКОРОЧЕНЬ

$a$  – довжина поверхневої тріщини (більша піввісь еліпса);

$b$  – глибина поверхневої тріщини;

$i$  – густина струму електролітичного наводнювання;

$r$  – радіус робочої ділянки зразка;

$A_s$  – температура початку мартенситного перетворення;

$A_f$  – температура закінчення мартенситного перетворення;

$E_A$  – модуль пружності першого роду (аустеніту);

$K$  – коефіцієнт інтенсивності напруження;

$K_{\min}$ ,  $K_{\max}$  – найменший і найбільший коефіцієнт інтенсивності напруження;

$M_s$  – температура початку мартенситного перетворення;

$M_f$  – температура закінчення мартенситного перетворення;

$R$  – коефіцієнт асиметрії циклу навантаження;

$S_{\min}$  – найменше значення переміщення штоку;

$S_{\max}$  – найбільше значення переміщення штоку;

$W_d$  – питома енергія дисипації за цикл;

$W_e$  – питома енергія пружної деформації;

$W_t$  – питома енергія деформації;

$Y_m$  – поправкова функція;

$\Delta$  – видовження;

$\Delta\varepsilon$  – розмах деформації;

$\Delta\sigma$  – розмах напруження;

$\Delta K$  – розмах коефіцієнту інтенсивності напруження;

$\Delta P$  – розмах прикладеної сили.

$\varepsilon_{res}$  – залишкова деформація;

$\varepsilon^{pl}$  – залишкова пластична деформація;

$\varepsilon^t$  – відновлена деформації;

$\sigma$  – напруження;



$\sigma_{\min}$ ,  $\sigma_{\max}$  – найменше і найбільше значення напруження;

$\chi_f$  – параметр Одквіста;

$\psi$  – електродний потенціал;

$\Sigma W_d$  – сумарна питома енергія дисипації;

$\Sigma W_e$  – сумарна питома енергія пружної деформації;

$\Sigma W_t$  – сумарна питома енергія деформації;

КІН – коефіцієнт інтенсивності напруження;

РВТ – ріст втомної тріщини;

СПФ – сплав з ефектом пам'яті форми.

## ПЕРЕДМОВА

Сплави з пам'яттю форми (СПФ) є функціональними матеріалами, які характеризуються ефектом пам'яті форми і надпружністю. В основі ефекту пам'яті форми лежить явище зворотного мартенситно-аустенітного перетворення. Завдяки цим властивостям та біосумісності вони широко застосовуються в медицині, а також біоінженерії, аерокосмічній, машинобудівній та інших галузях. В будівельній це елементи пристроїв для зменшення динамічних навантажень на будівельні та інженерні споруди під час землетрусів.

Під час експлуатації елементи конструкцій з СПФ піддаються циклічному навантаженню, в багатьох випадках зі змінною амплітудою, дії наводнювальних середовищ, що може призводити до передчасної втрати функціональних властивостей, накопиченню втомних пошкоджень і їх руйнуванню. Відомо, що NiTi СПФ завдяки своїй надпружності та оборотним перетворенням демонструють високий опір малоциклової втоми, перевершуючи традиційні метали/сплави, проте мають лише помірну стійкість до багатоциклової втоми. Усталені для традиційних сплавів закономірності їх механічної поведінки можуть при дослідженні псевдопружних СПФ порушуватися через вплив напружено-деформованого стану металу і водню на інтенсивність аустенітно-мартенситного перетворення.

Не зважаючи на численні дослідження впливу асиметрії циклу навантаження на втомну довговічність СПФ із використанням силових, деформаційних і енергетичних критеріїв руйнування (W. Predki, S. Mammano, R. Matsui, F. Casciati, Z. Moumni, Y. Kim, K. Melton, S.W. Robertson та ін.), ці підходи потребують подальшого обґрунтування, зокрема взаємозв'язку між зміною функціональних властивостей і конструкційною втомою. Лише одиничні праці присвячені проблемам прогнозування втомної довговічності за змінної амплітуди навантаження (M.J. Mahtabi, N.A. Shamsaei).

При експлуатації псевдопружних СПФ за різних кліматичних температур необхідно враховувати інтенсивність аустенітно-мартенситного перетворення, яка визначається різницею між температурами його завершення і експлуатації та додатково до чисто температурних ефектів буде впливати на їх механічну поведінку. Тому актуальною є проблема дослідження впливу водню на механічну поведінку СПФ, температури і асиметрії циклу навантаження на функціональну та конструкційну втому, розвиток моделей втомного руйнування й методів прогнозування довговічності СПФ за сталої та змінної амплітуди навантаження.

У першому розділі проаналізовано наукові праці, у яких розглядається вплив водню, температури, асиметрії циклу і змінної амплітуди навантаження на функціональні властивості, втому довговічність і циклічну тріщиностійкість СПФ, а також сучасний стан проблеми прогнозування втомної довговічності СПФ за змінної амплітуди навантаження.

Другий розділ присвячений методиці експериментальних досліджень температур фазових перетворень, мікроструктури та мікромеханізмів руйнування, механічної поведінки, функціональних властивостей і механічної втоми та циклічної тріщиностійкості СПФ.

У третьому розділі досліджено вплив температури випроб в діапазоні  $0...+20$  °С та електролітичного наводнювання на механічні властивості, мікромеханізми деформування і руйнування СПФ за статичного й повторно статичного навантаження.

У четвертому розділі описано основні закономірності впливу температури в діапазоні  $0...+20$  °С, асиметрії циклу та змінної амплітуди навантаження на конструкційну втому і функціональні властивості псевдопружного нітинолу.

У п'ятому розділі досліджено основні закономірності впливу асиметрії циклу навантаження ( $R_\sigma = 0,22$  і  $0,5$ ) і форми фронту тріщини на швидкість росту втомних тріщин (РВТ) за одновісного розтягу циліндричних зразків діаметром 8 мм з прямим надрізом, перпендикулярним до осі зразка глибиною 0,6 мм за температури 20°С.

У шостому розділі описано запропоновані методики прогнозування довговічності й залишкової довговічності нітинолу за змінної амплітуди навантаження. В основу методики прогнозування довговічності СПФ з урахуванням асиметрії циклу навантаження, а також змінної амплітуди навантаження за малоциклової втоми покладено енергетичний критерій втомного руйнування – сумарну питому енергію деформації  $\Sigma W_t$ , запропонований М.І. Маhtabi, який обґрунтований і добре корелює з багатоцикловою втомою СПФ за контрольованої деформації.

У сьомому розділі описано розроблений демпфувальний пристрій, оснований на використанні ефекту псевдопружності сплавів із пам'яттю форми, а також досліджено його функціональні характеристики.

# **1 ПРОБЛЕМИ ДЕГРАДАЦІЇ ФУНКЦІОНАЛЬНИХ І КОНСТРУКЦІЙНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ВСЕВДОПРУЖНИХ СПЛАВІВ ІЗ ПАМ'ЯТТЮ ФОРМИ ЗА ДІЇ ВОДНЮ І ЦИКЛІЧНОГО НАВАНТАЖЕННЯ**

## **1.1 Особливості кристалічної будови сплавів з пам'яттю форми та їх застосування**

### **1.1.1 Застосування сплавів з пам'яттю форми**

Сплави з пам'яттю форми (Shape Memory Alloys, SMA) відкрили в кінці 60-х років минулого сторіччя. В кінці 70-х років з'явилося безліч публікацій про можливість їх використання. Одно- і двосторонній ефект пам'яті форми (ЕПФ - Shape Memory Effect, SME), псевдо- чи над пружність (НП – Superelastic behavior, SE), висока демпфуюча здатність визначають функціональні властивості СПФ [1]. Зокрема, завдяки ЕПФ та ефекту НП СПФ широко використовують в авіабудівництві [2], біомедичних пристроях [3], штучних м'язах та інших високотехнологічних галузях [4–9] (Рис. 1.1.). За такого використання СПФ експлуатуються під дією інтенсивних циклічних навантажень.

СПФ вже знайшли широке застосування в медицині, в якості імплантів в організмі людини, одна з вимог до яких – достатньо довга тривалість їх функціонування. Вони виявляють високі пружні властивості, здатні змінювати свою форму за зміни температури і не руйнуватися за знакозмінних навантажень. Найпоширенішими СПФ є нікелід титану (нітинол). Складний характер фазових перетворень мартенситного типу, що відбуваються в сплавах на його основі, яскраво проявляється в пористих структурах. Фазові переходи в таких сплавах характеризуються широким гістерезисом і широким температурним інтервалом, в якому матеріал проявляє ЕПФ і НП. Крім сплавів на основі NiTi, мартенситні перетворення відбуваються, наприклад, в таких системах, як PtTi, PtGa, PtAl. Залежно від температури мартенситного перетворення і механічних властивостей СПФ мають широкий діапазон застосування.

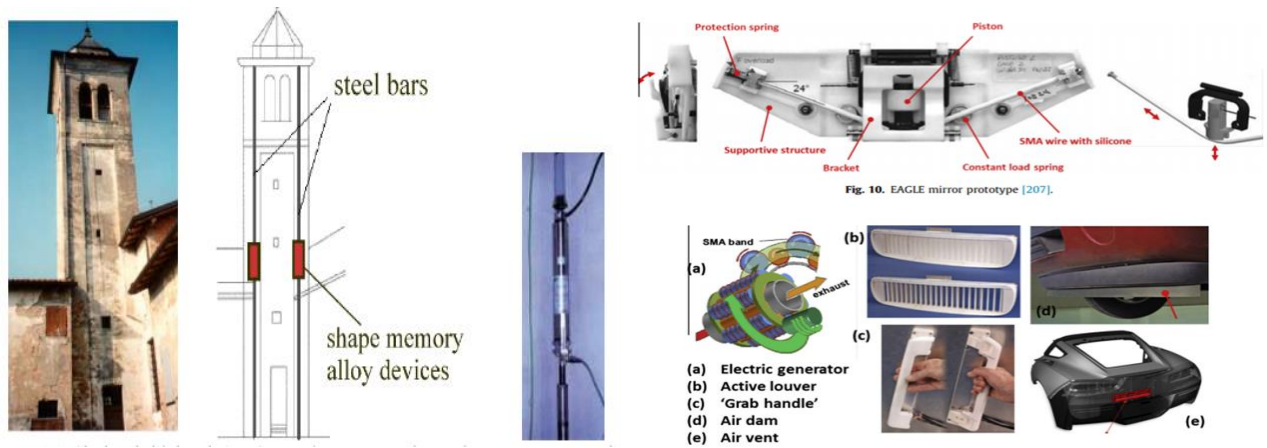


Рис. 1.1. Приклади застосування СПФ в конструкціях [10, 11]

СПФ на основі нікелю та титану широко використовують в стоматології через їх хороші механічні властивості, біосумісність [12], пластичність, стійкість до корозії [13], нижчий модуль пружності і особливо через НП і ЕПФ [14]. Крім того СПФ здатні деформуватися на 8–10%, що майже в сорок разів перевищує деформівну здатність нержавіючої аустенітної сталі.

Попри біосумісність, високі механічні характеристики та корозійну стійкість [15–19] NiTi сплавів їх корозійна стійкість в порожнині рота не завжди задовільна [20–24] зокрема корозійна стійкість сплавів NiTi втрачається через наявність фториду в зубних пастах і профілактичних засобах [20–24]. Крім того, NiTi сплави поглинають з кислих фтористих розчинів значну кількість водню, що спричиняє їх водневе окрихчення [25–27]. Тому, для підвищення надійності та безпеки застосування NiTi сплавів у стоматології важливо оцінювати їх схильність до водневої крихкості в кислотних фторидних розчинах.

Найпростішим для сприйняття прикладом реалізації ЕПФ є брекети. Їм надають правильну форму розташування зубів за підвищеної температури. Після цього за пониженої температури брекети деформують під реальну (неправильну) форму розташування зубів і в охолодженому стані закладають до ротової порожнини. В міру нагрівання вони прагнуть відновити свою правильну форму, задану за вищої температури, чим за невисоких навантажень змушують зуби оптимально переміщуватися у потрібному напрямі. Впродовж певного часу

(подекуди досить тривалого) відновлюється і форма брекети́в, і кристалічна будова сплаву (повертається початкове розташування атомів у кристалічній ґратці, властиве високотемпературній модифікації, умовно названій аустенітом) [28, 29]. Таким чином сплав з пам'яттю форми, з якого виготовлені брекети, відтворює свою первісну форму після пружного або псевдопластичного деформування, яке спричинене підвищенням температури.

На відміну від традиційних матеріалів, СПФ можна охарактеризувати не тільки механічними та експлуатаційними властивостями, але також і функціональними. До функціональних властивостей СПФ відносяться ефект пам'яті форми та псевдопружність. За температури вищої від закінчення аустенітної фази крива напруження –деформація СПФ з ефектом надпружності демонструє велику петлю гістерезису між навантаженням і розвантаженням. Це вказує на великі питомі енергію дисипації і запасену енергію деформації що обумовлює високу продуктивність СПФ як матеріалу для демпфування та зберігання енергії.

Застосування СПФ залежить від температур фазових перетворень, механічних та функціональних властивостей, виду навантаження (статичне, циклічне та термомеханічне).

СПФ все частіше використовують у деталях машин, імплантах [3, 30], а завдяки високій здатності до дисипації енергії – у демпфуючих пристроях [9, 31–33] чи інших елементах конструкцій [6, 11]. Оскільки під час експлуатації вони піддаються інтенсивним циклічним навантаженням, тому важливим є забезпечення їх надійності та довговічності за малоциклової втоми [34].

### 1.1.2 Кристалічна будова сплавів з ефектом пам'яті форми та мартенситне перетворення

Загалом ефект пам'яті пов'язують з термопружним мартенситним перетворенням, яке відбувається за бездифузійним механізмом [35]. При цьому об'ємноцентрована кубічна ґратка вихідної фази (умовно названої аустенітною)

трансформується за механізмом зсуву в гранецентровану орторомбічну, а потім в моноклінну, властиву мартенситу (Рис. 1.2).

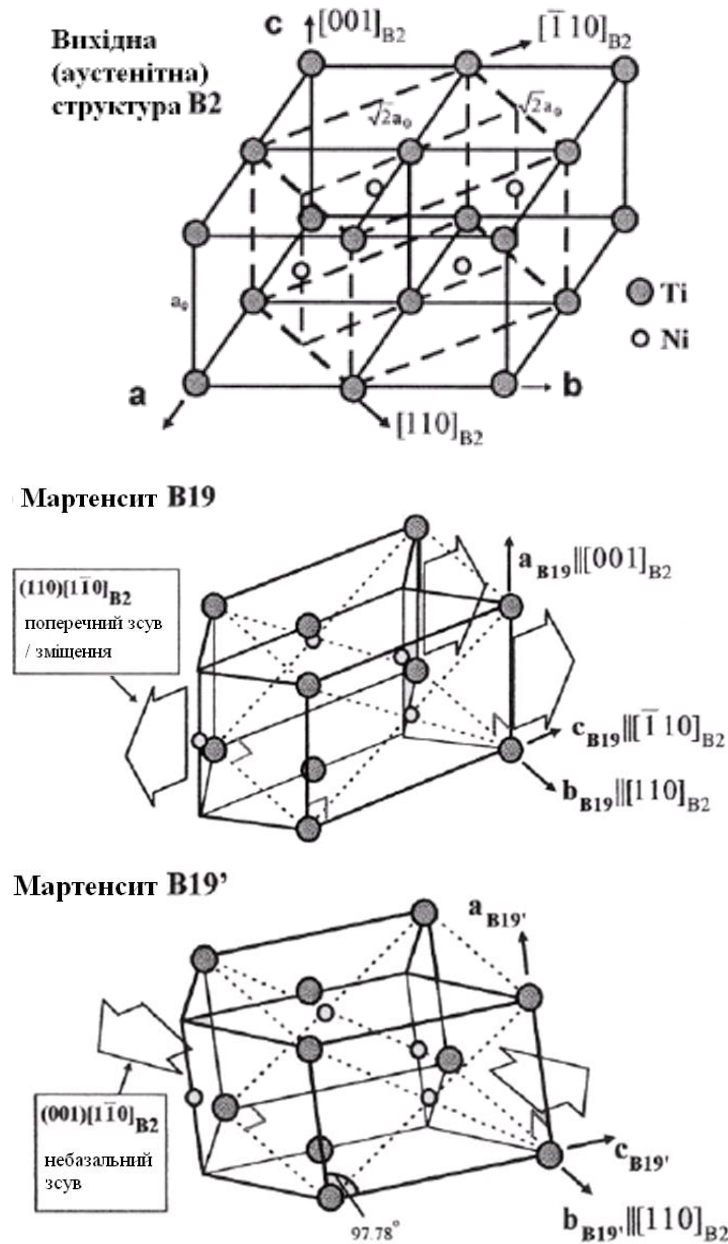


Рис. 1.2. Розташування атомів у кристалічній ґратці NiTi сплаву з ефектом пам'яті форми в об'ємноцентрованій ґратці типу B2, яку умовно вважають за аустенітну, (а), гранецентрованою орторомбічною типу B19, що відповідає двійниковому мартенситу, сформованому внаслідок поперечного зсуву кристалу B2 в площині  $(110)$  вздовж напрямку  $[\bar{1}10]$  (б) та моноклінній B19', що також відповідає мартенситу, але бездвійниковому (в) [36]



Цей процес може також відбуватися шляхом формування проміжної тетрагональної фази (R-фаза) [35–37].

На монокристалах Ti-Ni сплавів після гартування (коли немає включень  $Ti_3Ni_4$ ) і після старіння (коли такі включення з'являються) виявлено три можливих варіанти мартенситу (R, B19, B19'), виникнення яких спричинене полегшенням пружної деформації (Рис. 1.3) [36]. Загальне правило обмежує протікання багатостадійних перетворень: вони можуть відбуватися лише в порядку зростання деформації під час трансформації. Цим правилом пояснили всі відомі типи трансформації, розглянувши вплив легування і дрібнодисперсних виділень чи мережі дислокацій на відносну стійкість різних типів мартенситу. Передбачили можливість існування нового шляху трансформації кристалічної ґратки Ti-Ni сплавів: B2 – R – B19 – B19'.

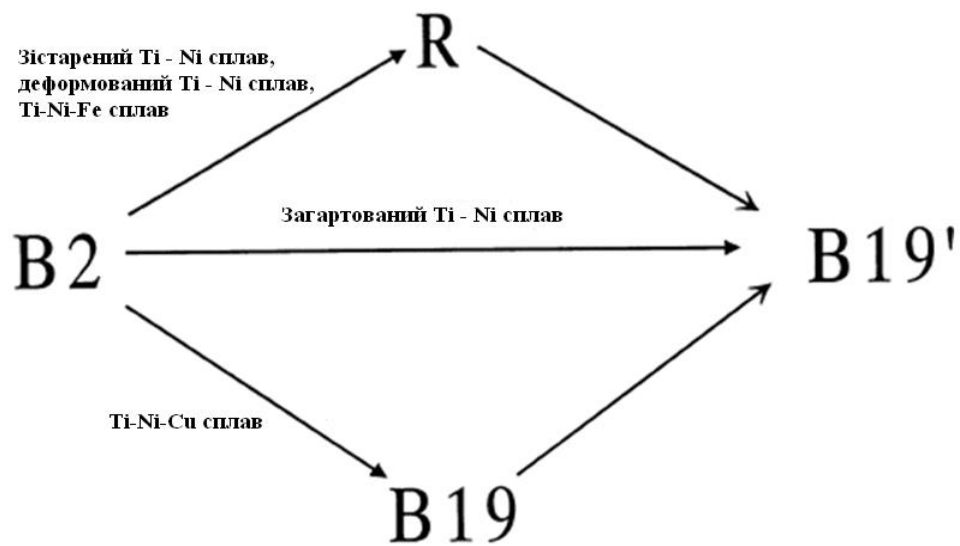


Рис. 1.3. Можливі шляхи реалізації різних варіантів структурних перетворень в TiNi сплавів з пам'яттю форми [36]

Під час фазових перетворень усі сплави з ефектом пам'яті форми змінюють форму і розташування атомів у ґратці і цей процес відбувається з поглинанням або виділенням теплової енергії. Критичну деформацію і відновлення форми сплавів пояснюють відповідно зміною параметра ґратки внаслідок фазового

перетворення аустеніту в мартенсит і характеристиками новоутвореної кристалічної структури [38].

За підвищеної температури NiTi сплав має об'ємноцентровану кубічну ґратку і характеризується стабільним її параметром. Внаслідок зміни сили міжатомних зв'язків під час охолодження NiTi сплавів в критичному для перетворення температурному діапазоні їх модуль пружності (жорсткість), границя плинності і електроопір також змінюються. Так під час охолодження сплаву у діапазоні мартенситного перетворення змінюється його кристалічна будова (внаслідок мартенситного перетворення). Глибина завершеності такого перетворення залежить від температури, за якої воно розпочинається ( $M_s$ ) і завершується ( $M_f$ ) (Рис. 1.4). Після такого перетворення фізичні властивості сплаву змінюються [39] і виникають передумови для використання ефекту пам'яті форми [40].

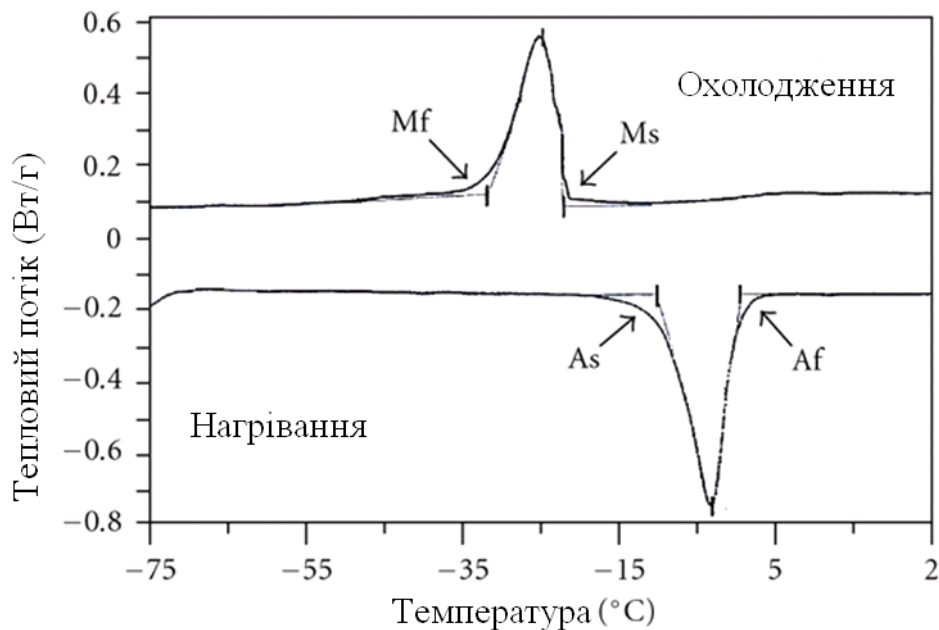


Рис. 1.4. Типові криві, отримані методом сканувальної калориметрії для сплаву з ефектом пам'яті форми, на яких піками показані температури фазових перетворень, а також позначені початок і завершення утворення фаз мартенситу ( $M_s$ ,  $M_f$ ) і аустеніту ( $A_s$ ,  $A_f$ ) під час нагрівання та охолодження зразка [41]

Це змінює тип ґратки NiTi сплавів з високотемпературної впорядкованості об'ємноцентрованої кубічної ґратки аустеніту (форма B2 або вихідна фаза) в низькотемпературну орторомбічну гранецентровану кубічну ґратку мартенситу (форма B19) або моноклінну гранецентровану кубічну ґратку мартенситу (B19'). В кристалічній ґратці моноклінної фази B19' немає ні рівних сторін, ні прямих кутів, оскільки вона нахилена або стиснута. Проміжна між аустенітом і мартенситом тригональна фаза, яку назвали R-фазою, може виникати в результаті ромбоедричного спотворення вихідної кубічної ґратки. Тонкі пластини R-фази, зародки яких виникають від переміщень (B2-R), ростуть і об'єднуються. Водночас формується багато інших пластин R-фази аж поки весь сплав не перетвориться в R-фазу [42]. Коли пластини стискаються, то починають зникати і до сплаву повертається його аустенітна структура. Зворотність процесу спричинена нагріванням сплаву вище температури перетворення (Рис. 1.5 і Рис. 1.6).

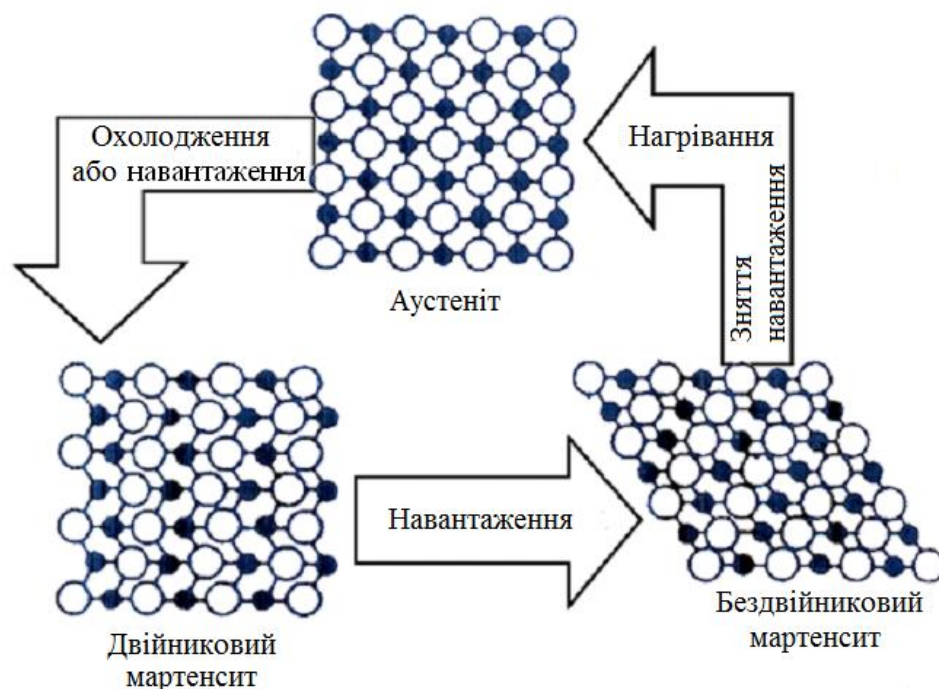
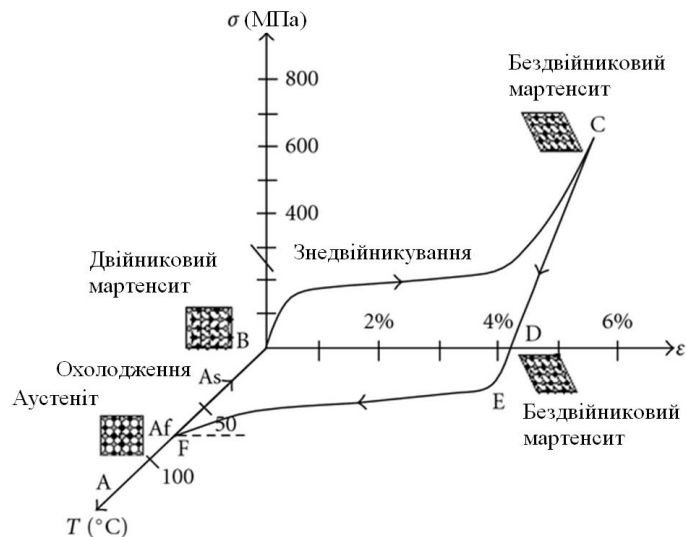


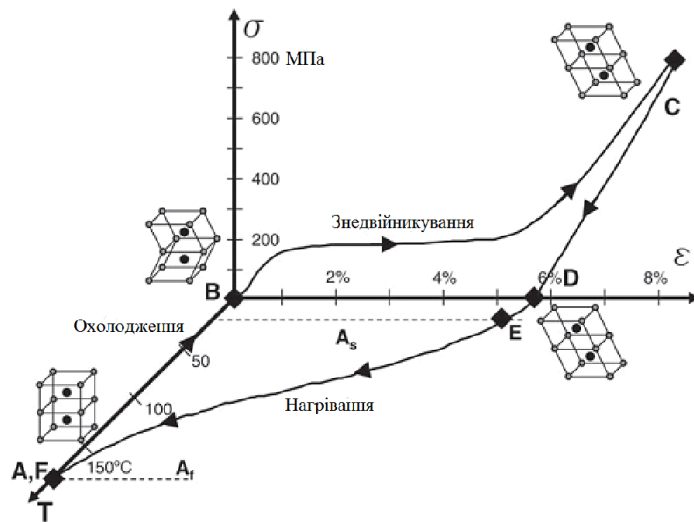
Рис. 1.5. Трансформації кристалічної ґратки сплаву з пам'яттю форми, що спричиняють його псевдопружність (спричинену напруженнями) і пам'ять форми (спричинену нагріванням) [41]

Структура сплаву повертається до початкової кристалічної будови аустеніту з об'ємноцентрованою кубічною граткою, яка стабільніша за високотемпературних умов [40].

Мартенситне перетворення відбувається внаслідок миттєвої термопружної перебудови кристалічної гратки внаслідок одночасного переміщення атомів за механізмом зсуву, а не завдяки дифузійним процесам.



а



б

Рис. 1.6. Вплив напружень, деформації та температури, які проявляють ефект пам'яті форми NiTi (а) [35] та NiTi-Cu (б) сплавів [36], та схематичне представлення змін структури кристалічної гратки, пов'язані з температурою і напруженнями

Під час такої трансформації вихідна об'ємноцентрована гратка аустеніту перетворюється у двійниковий мартенсит (Рис. 1.5, Рис. 1.6 а, б) з щільно упакованою гранецентрованою граткою орторомбічного або моноклінного типу [43]. Такі зміни в твердому стані дають можливість використовувати і односторонній (в одному напрямі), і двосторонній (в двох напрямках) ефект пам'яті форми і псевдопружності [35, 37, 43].

Отже, відновлення форми елементів пов'язують з мартенситним перетворенням або оборотним двійникуванням. Відновлення початкової форми здійснюється лише за когерентності деформованої кристалічної гратки, що відновлюється під час нагрівання, з граткою, властивою мартенситу. У випадку когерентних кристалічних граток на межі поділу фаз кількість осередків мартенситної і відновленої фаз однакова (відрізняються лише орієнтація атомних площин в обох гратках). У випадку частково когерентних граток порушується регулярність чергування атомних площин і на межі поділу фаз виникає так звана крайова дислокація. У випадку некогерентних кристалічних граток напрямки атомних площин відрізняються значно сильніше. Ріст кристалів мартенситу відбувається лише до міжфазних меж з порушенням когерентності кристалічних граток. Звичайно термодинамічною умовою формування мартенситу є відмінність від нуля вільної енергії системи ( $A \neq 0$ ). За рівнозначності енергій пружної деформації вихідної кристалічної гратки і утворення в ній мартенситної фази ( $A = 0$ ) ріст кристалів мартенситу припиняється. Ця рівновага залежить від температури і її називають термопружною [44].

Відновлення форми елементів пов'язують з виникненням двійників в кристалічній гратці під дією механічного навантаження і їх зникненням за наступного нагрівання. Коли зразок з граткою, властивою мартенситу, деформують, то відбувається повторне двійникування або переорієнтація кристалів мартенситу. Внаслідок цього форма зразка змінюється. Під час нагрівання структура і орієнтація кристалів вихідної фази відновлюються, що супроводжується відновленням форми виробу. Перевищення критичного рівня деформації призводить до утворення незворотних двійників, зникнення яких

можливо тільки після рекристалізації сплаву. Повне відновлення форми елементів властиве сплавам з термопружним мартенситом: Ti-Ni, Ti-Au, Ti-Pd, Ti-Pt, Ni-Al, Cu-Al-(Fe, Ni, Co, Mn), Au-Cd, Ag-Cd, Cu-Zn-Al. Найвідомішим сплавом з ефектом пам'яті є нітинол [44].

### 1.1.3 Ефект пам'яті форми

Під час нагрівання елементів із ЕПФ сплавів забезпечується повернення їх колишньої форми внаслідок усунення високих деформацій. Повернення переміщених атомів в структурі сплаву на колишні позиції спричинене формуванням спрямованих і сильних міжатомних зв'язків. Всі сплави з ЕПФ змінюють тип кристалічної ґратки або розташування атомів в ній внаслідок фазових перетворень з поглинанням або вивільненням теплової енергії.

ЕПФ можна краще зрозуміти з діаграми фазових перетворень від зміни напружень чи температури, експериментально проілюстрований у просторі в координатах  $\sigma$ - $\varepsilon$ - $T$  на Рис. 1.6 а, б, Рис. 1.7. Діаграми показують шлях, за яким відбуваються структурно-фазові перетворення в NiTi-сплаві. На початку навантаження (точка А на Рис. 1.6 а, б, Рис. 1.7) сплав з пам'яттю форми має вихідну структуру аустеніту. Під час охолодження зразка (навіть без прикладання напружень) відбувається перетворення кристалічної об'ємноцентрованої ґратки аустеніту в ґратку двійникового мартенситу (точка В на Рис. 1.6, Рис. 1.7). Коли зразок з такою структурою навантажити, то відбувається переорієнтація ґратки двійникового мартенситу в повністю бездвійникову. При цьому за доволі невисокого і незмінного рівня напружень відбувається значна макроскопічна деформація зразка (точка С на Рис. 1.6, Рис. 1.7). Для деяких сплавів NiTi величина цієї деформації досягає 8% [40]. При розвантаженні зразка пружна частина від загальної деформації відновлюється, а непружна деформація, пов'язана з деформуванням бездвійникового мартенситу, залишається через його стабільність у розвантаженому стані (точка D на Рис. 1.6, Рис. 1.7). Під час нагрівання зразка без прикладеного навантаження за певної температури починається фазове перетворення бездвійникового мартенситу в

аустеніт. Воно розпочинається за температури  $A_s$  (точка E) і завершується за температури  $A_f$  (точка F, Рис. 1.6). Псевдопружна деформація, обумовлена перетворенням в аустеніт, відновлюється і, таким чином, відновлюється первісна форма (перед деформацією В-С). При цьому нехтують будь-якою невідновленою пластичною деформацією під час перетворення. Отже, стан матеріалу в точці А відповідає його стану в точці F (Рис. 1.6). Завдяки ефекту повернення до вихідної або «запам'ятованої» форми сплави і назвали сплавами з ЕПФ. Подальше охолодження зразка без прикладення до нього навантаження повторно спричинить виникнення двійникового мартенситу без істотної зміни форми зразка, яку він вже відновив під час перетворення бездвійникового мартенситу в аустеніт.

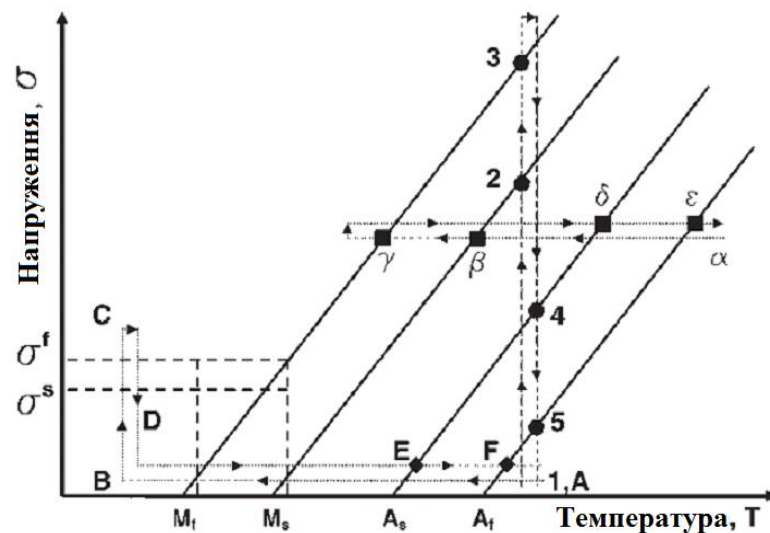


Рис. 1.7. Схематичне представлення діаграми фазових перетворень, на якій показано можливі варіанти їх перебігу у сплавах із пам'яттю форми: за відсутності навантаження на зразку, за ізобарного та ізотермічного псевдопружного шляху навантаження [2]

Тепер розглянемо інший шлях навантаження, позначений на Рис. 1.7 як  $\alpha$ - $\beta$ - $\gamma$ - $\delta$ - $\epsilon$ , а також експериментально підтверджений на Рис. 1.8 [42]. Такий шлях перетворень аналогічний описаному раніше, але в цьому випадку зразок був під постійним навантаженням на протязі всього теплового циклу. Для цього до дроту

із сплаву з ЕПФ підвісили гирьку. Якщо навантажений дрiт з аустенiтною структурою ( $\alpha$ ) охолодити, в ньому вiдбувається мартенситне перетворення ( $\beta$ - $\gamma$ ), внаслідок якого вiн сильно деформується. Така деформацiя є наслідком як змiни кристалiчної будови (вiд аустенiту до двiйникового мартенситу), так i змiною модуля пружностi внаслідок фазового перетворення (попри незначну змiну пружних характеристик). Нагрiвання зразка в дiапазонi зворотного перетворення ( $\delta$ - $\epsilon$ ) супроводжується поверненням до гратки аустенiту i вiдновленням його здатностi до значних макроскопiчних деформацiй пiд час мартенситного перетворення (за винятком будь-яких невiдновлювальних пластичних деформацiй). Прояв пластичної деформацiї очевидний вкiнцi нагрiвання Рис. 1.8. Оскiльки повернута здатнiсть деформуватися використовується для забезпечення перемiщення пiд дiєю деякої сили, її iнодi також називають iстинною деформацiєю ( $\epsilon_{act}$ ). Вiдновлення форми зразка припиниться, якщо прикладене до нього напруження перевищить деякий максимальний рiвень.

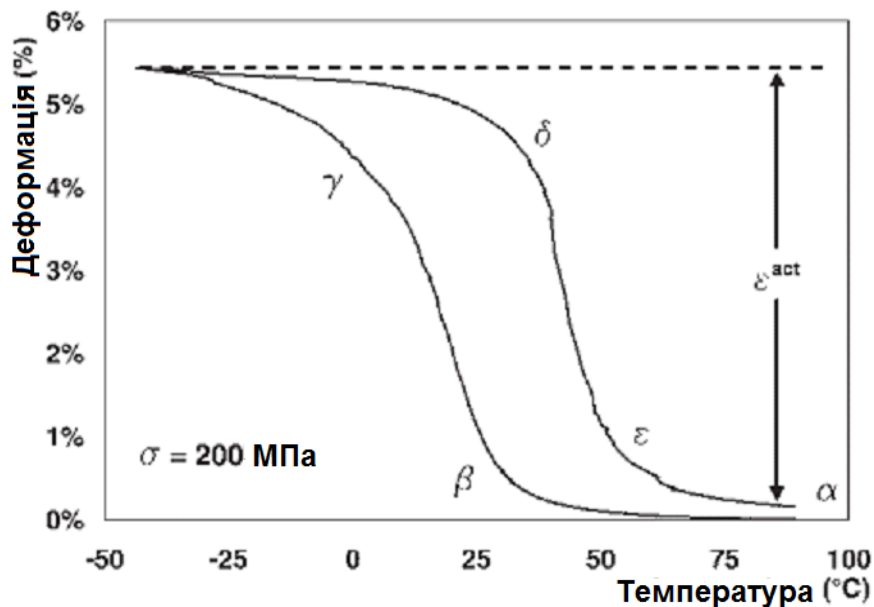


Рис. 1.8. Експериментально отримані результати, які ілюструють перебіг фазових перетворень у зразку з NiTi сплаву з пам'яттю форми за постійного рівня напружень 200 МПа [45]



Це характерне максимальне напруження спрацьовування часто називають блокувальним напруженням і його легко можна визначити експериментально.

#### 1.1.4 Ефект псевдопружності (надпружності)

Інший ефект, який властивий СПФ і часто використовується є так званий ефект псевдопружності. Під надпружністю розуміють ефект повернення первісної форми елемента, властивої йому перед навантаженням, після його розвантаження. Ефект пов'язують із перетворенням аустеніту у бездвійниковий мартенсит під впливом напружень, спричинених навантаженням зразка на платоподібній ділянці діаграми, і подальшим його перетворенням в аустеніт під час його розвантаження. Перетворення аустеніту в бездвійниковий мартенсит під час псевдопружного навантаження аналогічний до переорієнтації двійникового мартенситу в бездвійниковий під час перетворення. Адже в обох випадках виникають відновлювані псевдопружні деформації. Проте в разі псевдопружного ефекту вихідною фазою є аустеніт, і фазове перетворення фактично відбувається під впливом напружень. Ізотермічне псевдопружне навантаження на діаграмі напруження – температура схематично показане на Рис. 1.7. Причому за будь-якого обраного шляху навантаження зразка, який пов'язаний з ефектом псевдопружності, перетворення і розпочинається, і завершується в аустенітній області, і спричиняє псевдопружний ефект. Перед навантаженням матеріал знаходиться в аустенітному стані (точка 1 на Рис. 1.7 і Рис. 1.9). Одночасна трансформація і зникнення двійникового мартенситу починаються в точці 2, а повна трансформація двійникового мартенситу в бездвійниковий завершується в точці 3. Подальше навантаження призводить до пружної деформації бездвійникового мартенситу. Під час розвантаження зразка зворотна трансформація розпочинається в точці 4. В кінці плато на діаграмі розвантаження (точка 5) матеріал знову перетворюється в аустеніт, а після повного розвантаження зразка відновлюється вся його пружна деформація ( $\epsilon_{el}$ ) і деформація, спричинена перетворенням ( $\epsilon_t$ ). Не відновлюється лише пластична частина деформації ( $\epsilon_p$ ), якщо вона відбулася.

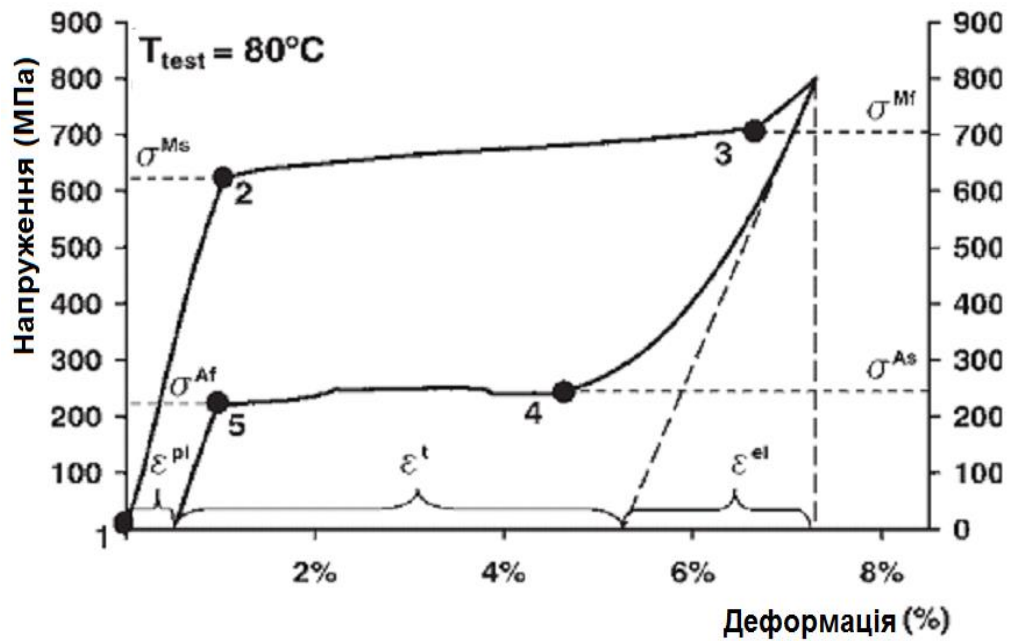


Рис. 1.9. Експериментальні результати одного ізотермічного псевдо пружного циклу навантаження NiTi сплаву з пам'яттю форми [45]

Типовий експериментальний результат, що засвідчує термопружний ефект NiTi сплаву з ефектом пам'яті форми, представлений на Рис. 1.10. Температуру підтримували постійною (80 °С). До напружень нижчих ніж  $\sigma^{Ms}$  сплав деформувався пружно. Коли напруження в полікристалічному сплаві з пам'яттю форми досягнули критичного значення ( $\sigma^{Ms}$ ), в ньому розпочалося перетворення аустеніту в мартенсит ( $A \rightarrow M^{dt}$ ), і це стало початком реалізації ефекту псевдопружності. Під час трансформації на ділянці псевдопружного перетворення виникають значні непружні деформації (верхнє плато на кривій напруження-деформація на Рис. 1.9). Перетворення завершилося, коли прикладене напруження досягло критичного значення  $\sigma^{Mf}$ . Матеріал при цьому знаходиться в стані бездвійникового мартенситу. В міру подальшого навантаження (понад  $\sigma^{Mf}$ ) матеріал продовжував деформуватися майже пружно. При розвантаженні, яке спочатку є пружним, зворотне перетворення розпочиналося за критичного рівня напружень  $\sigma^{As}$  і завершувалося за рівня напружень  $\sigma^{Af}$ , тому що зразок навантажували за температури вищої, ніж  $A_f$ . Через позитивних нахил чотирьох ліній перетворень на фазовій діаграмі  $\sigma$ - $T$

(Рис. 1.9) підвищення температури випробувань призводить до зростання кожного критичного рівня напружень, за якого відбувається перетворення.

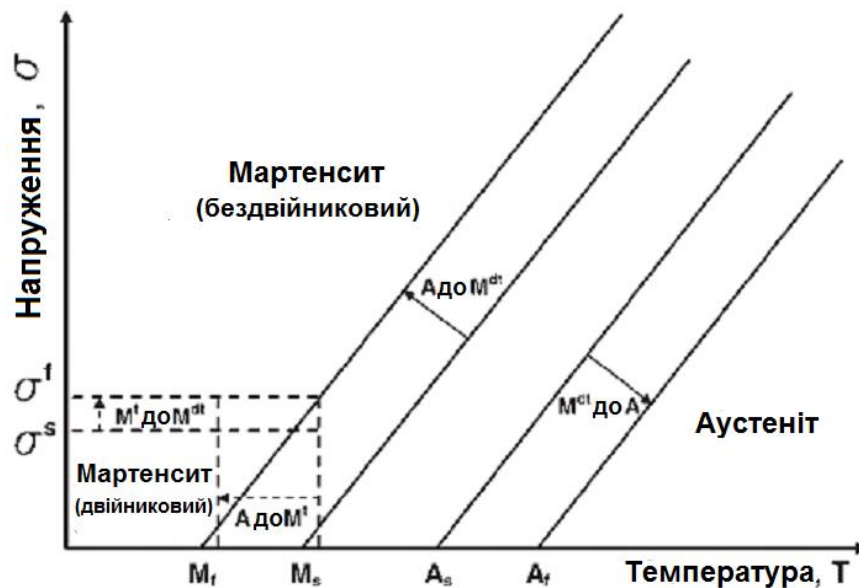


Рис. 1.10. Схематична діаграма в координатах напруження-температура для фазових перетворень сплавів з ефектом пам'яті форми [38]

Під час навантаження і розвантаження зразків із СПФ на їх діаграмі напруження-деформація виникає петля гістерезису. Якщо прикладені напруження перевищують критичне значення  $\sigma^{Mf}$ , то ширина петлі гістерезису, менша за будь-яку накопичену не відновлювану пластичну деформацію, і відповідає максимальній величині відновленої деформації ( $\epsilon^f$ ), яка може бути отримана завдяки фазовому перетворенню аустеніту в мартенсит, спричиненого напруженнями. Ще однією важливою характеристикою СПФ, яку позначено на Рис. 1.9, є залишкова пластична деформація ( $\epsilon^{pl}$ )  $\sim 0,6\%$ , яка залишається наприкінці циклу навантаження.

### 1.1.5 Стабілізація реакції матеріалів з пам'яттю форми

Експерименти свідчать, що для матеріалів з псевдопружними властивостями за незмінної температури випробувань характерна петля гістерезису напруження-деформація (Рис. 1.11 а), яка характеризується

відновлювальною  $\varepsilon_{rec}$  і залишковою  $\varepsilon_{res}$  деформацією, дисипованою  $W_d$  і відновлювальною  $W_{rec}$  енергією, модулем пружності першого роду аустеніту  $E_A$  і напруженням прямого (початку аустенітно – мартенситного) перетворення  $\sigma^{Ms}$ .

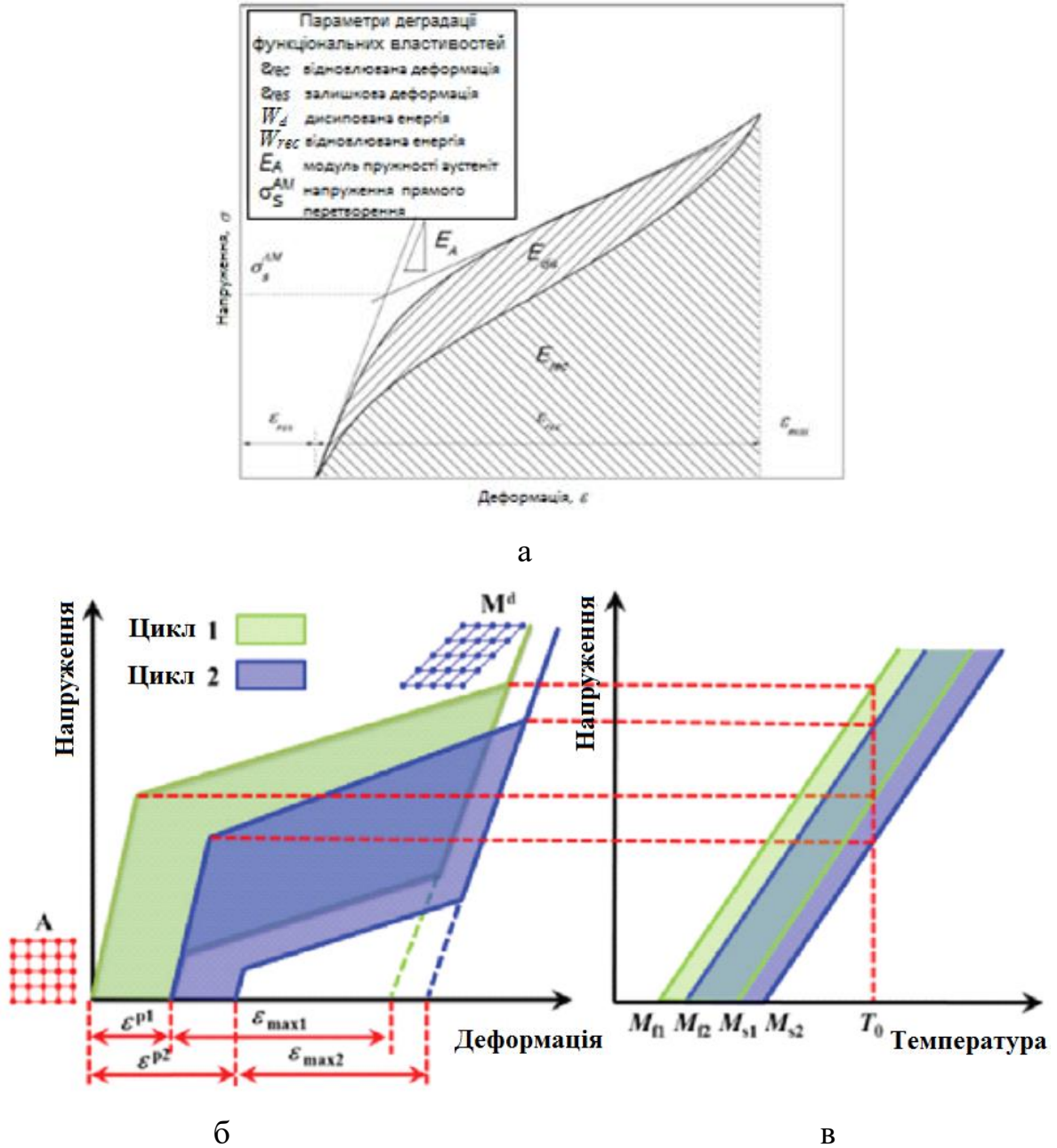


Рис. 1.11. Функціональні властивості – (а) та типова функціональна втома за надпружної поведінки СПФ в координатах напруження-деформація (б) і напруження-температура (в) [46]

Із збільшенням кількості циклів навантаження вона зміщується вниз і врешті досягає граничної (стабільної) петлі гістерезису. Форма граничної петлі гістерезису, швидкість її досягнення залежать від рівня напружень і деформацій, швидкості навантаження, температури випроб тощо [38]. Завдяки ЕПФ отримані також аналогічні петлі гістерезису деформація-температура за сталого навантаження. Це явище називають функціональною втомою СПФ [47, 48].

Функціональні властивості псевдопружних СПФ змінюються під дією циклічного навантаження, як це показано на Рис. 1.11 а–в. Феноменологічно функціональну втому СПФ можна представити з використанням еволюції декількох змінних: пластичної деформації  $\epsilon^p$ , максимальної деформації  $\epsilon^{\max}$ , і температур перетворень  $M_s$ ,  $M_f$ ,  $A_s$ ,  $A_f$  (для спрощення на Рис. 1.11 в не показані температури початку і закінчення аустенітного перетворення  $A_s$  і  $A_f$ ).

Згадана пластична деформація складається з двох частин. Перша з них пов'язана з перетворенням, спричиненим пластичністю (ПСП - Transformation Induced Plasticity, TRIP), яка враховує незворотну деформацію, що виникає під час перетворень. Зокрема, ПСП є результатом накопичення дислокацій, зерномежевих дефектів і інших дефектів, викликаних перетвореннями. Друга її частина спричинена ковзанням, яке починається за дуже високих рівнів напружень [49, 50]. Але, СПФ використовують в інженерних додатках, призначених для роботи за помірних навантажень. Таким чином, ПСП розглядається як таке, що спричинене первинною пластичною деформацією.

Для полікристалічних СПФ точні залежності деформації від температури і напружень від деформації в значній мірі залежать від передісторії навантаження матеріалу. Перетворення, спричинене пластичністю, пов'язане з явищем, за якого пластична деформація генерується в кожному циклі фазових перетворень. Така постійна незворотна деформація часто найінтенсивніше генерується під час перших циклів перетворень в матеріалі, а потім стабілізується. Цей ефект вже детально обговорено [51, 52]. Багато СПФ з часом (після достатньої кількості циклів фазових перетворень) перестають накопичувати пластичну деформацію і це загалом стабілізує реакцію матеріалу. Таке повторення фазових перетворень

для стабілізації відгуку матеріалу називають тренуванням [12]. Крім забезпечення стабільності матеріалу, достатнє тренування може також стати ефективним засобом запобігання перетворенню  $A \rightarrow M^t$ , тим самим мінімізуючи до нуля напруження для відновлення форми під час ( $A \leftrightarrow M^{dt}$ ) перетворення. Ця здатність СПФ відновлювати форму при нульових напруженнях відома як ефект двосторонньої пам'яті форми. Таким чином, фазова діаграма матеріалу, який виявляє таку здатність, не повинна мати зони  $A \leftrightarrow M^t$  (Рис. 1.7 і Рис. 1.10).

Для СПФ, який планують використовувати у важливих механізмах, таке тренування часто реалізують шляхом прикладання до елемента сталого напруження з подальшим його термоцикуванням поки реакція не стабілізується. Приклад цього можна побачити на Рис. 1.12, де петля останнього циклу найтемніша [2]. Для матеріалів, призначених для псевдопружного застосування, для тренування використовують декілька циклів навантаження за сталої температури (Рис. 1.13) [2]. Перший цикл розпочинається з початку координат, тоді як 18-й цикл – з 2% деформації та виділений темно-сірим кольором (Рис. 1.13). Таким чином необхідно кілька циклів навантажень для того, щоб реакція напружень і деформацій стала повторюватися, і це характерно для всіх сплавів з пам'яттю форми.

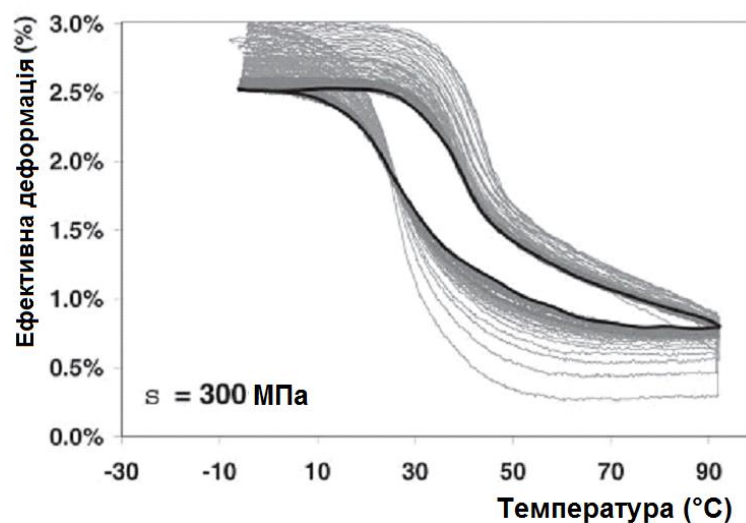


Рис. 1.12. Стабілізація реакції сплаву Ni-60Ti з пам'яттю форми шляхом термоцикування зразка за сталого напруження 300 МПа [2]

Проведено комплексне експериментально-аналітичне дослідження конфігурацій мартенситу, що виникають в надпружному нікель-титановому сплаві внаслідок перетворень під дією циклічної деформації за температури навколишнього середовища [53]. Деформацію вимірювали на субзеренному рівні безпосередньо під час циклування в колоні мікроскопу (*in situ*), використовуючи техніку корекції спотворень цифрових зображень, отриманих на сканівному електронному мікроскопі.

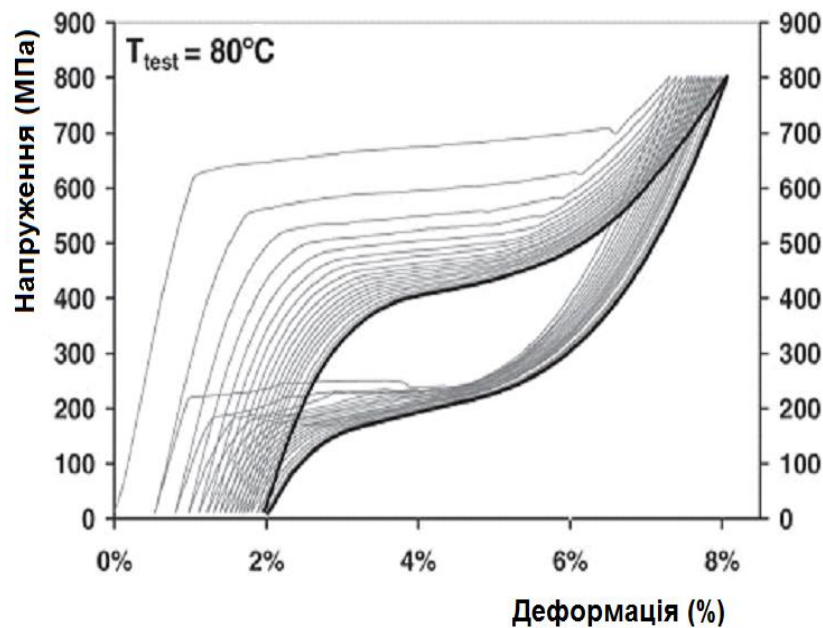


Рис. 1.13. Стабілізація реакції сплаву NiTi з пам'яттю форми шляхом циклічного навантаження зразка за незмінної температури 80 °С [2]

Використавши карти орієнтації зерен за аналізу в режимі дифракції розсіяння зворотних електронів (Electron Backscatter Diffraction), виявили можливі конфігурації мартенситу, утвореного під час циклічної деформації, шляхом порівняння розрахункових та заміряних полів деформацій. Цей аналіз показав, що поява відповідних варіантів (CV) мартенситу за одночасного існування звичних варіантів (HPVs) трансформованого мартенситу необхідне для забезпечення надійної відповідності між розрахованими та виміряними полями деформацій. Доведено, що залишкова деформація швидше накопичується на ділянках з мартенситом CV конфігурації, а в міру зростання

кількості циклів деформування справедлива кореляція між накопиченою залишковою деформацією та зменшенням кількості мартенситу, активно перетворюваного в кожному наступному циклі навантаження. Виявлено також, що ділянки з CV конфігурацією мартенситу можуть співіснувати з нетрансформованим аустенітом та звичайною конфігурацією мартенситу (HPVs) в окремих зернах по всій мікроструктурі, і що такі області з CV конфігурацією мартенситу утворюються до кінця макроскопічної ділянки плато за незмінного напруження. Структура CV орієнтації, яка утворюється під час першого циклу надпружної деформації сплаву нікель-титан, відіграє вирішальну роль у формуванні та стабілізації подальшого відновлення мартенситу за циклічного навантаження [53].

СПФ це клас металевих матеріалів, які можуть відновлювати великі деформації через термічно контрольовану або контрольовану напруженнями фазову трансформацію. Коли відновлення відбувається через зміну температури, це називається ЕПФ, тоді як надпружність – відновлення, яке відбувається після знімання навантаження [54, 55]. Ефекти пам'яті форми та надпружності обумовлені твердофазно-твердофазними перетвореннями високосиметричної аустенітної фази в одну з декількох конфігурацій мартенситу. Причому кожен з ефектів виникає внаслідок перетворення за різними термомеханічними схемами. У нікель-титановому сплаві аустеніт має кубічну структуру B2, а мартенситні варіанти мають моноклінну кристалічну ґратку B19' [54, 56–58]. Перетворення між цими двома фазами може спричинити деформацію вздовж деяких кристалографічних напрямків до 10%. Як правило, трансформація та відновлення відбуваються за сталого напруження, що спричиняє появу подібних за формою на прапор петель гістерезису на макроскопічній кривій напруження-деформація надпружного нікель-титанового сплаву (Рис. 1.14). Надпружна трансформація вважається завершеною в кінці верхнього плато (за сталого напруження) на таких петлеподібних кривих.

Матеріал вважається «повністю перетвореним» в кінці надпружного плато за впливу напружень (точка B), де напруження починають підніматися вище за



напруження, необхідне для початку перетворення. Подібні точки, де локальна деформація в одному циклі відповідає «повному» перетворенню (точка E), можна визначити для кожного наступного циклу. На локальних деформаційних картах межі зерен, визначені EBSD, виділені білим кольором.

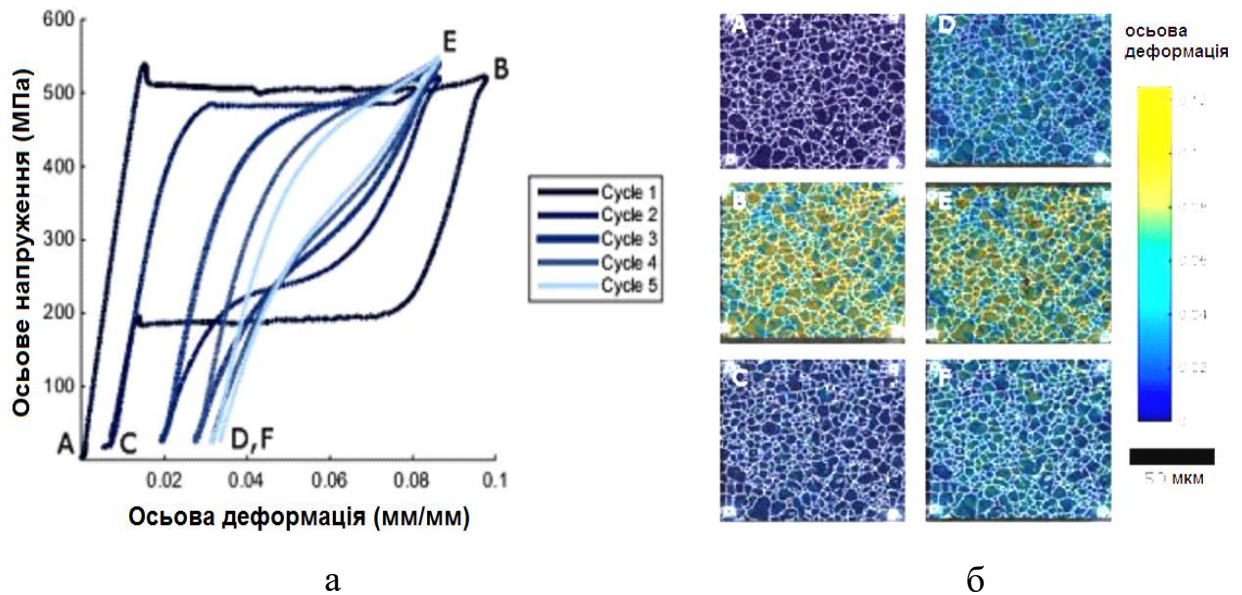


Рис. 1.14. Еволюція макроскопічної петлі гістерезису напруження-деформація, спричиненої циклічним навантаженням (а) і пов'язаних полів деформації на ділянці площею  $100 \times 100 \text{ мкм}^2$  для першого (ABC) і п'ятого (DEF) надпружного циклу (б) [53]

За деформаційно контрольованих циклічних навантажень надпружні композиції нікель-титанових сплавів виявляють схильність до функціональної втоми [59–67]. Функціональна втома визначається величиною характеристичних деформацій та напружень, пов'язаних з трансформацією аустеніту в мартенсит, та здатністю відновлюватися за циклічного навантаження, як показано на Рис. 1.14. До надпружного матеріалу необхідно прикласти напруження, достатні для утворення макроскопічної смуги мартенситу, які мають тенденцію до зниження із збільшенням кількості циклів навантаження. Зменшується також загальна деформація, відновлювана після трансформації структури. Внаслідок цього зменшується також загальний гістерезис протягом кожного наступного циклу навантаження. Зразки з надпружного матеріалу при циклуванні

накопичують макроскопічну залишкову деформацію, яка є наслідком сумісного впливу і блокування формування мартенситу, і пластичності [60, 61, 66]. Макроскопічні зміни, що виникають після циклування зразка на ділянці прямого і зворотного макроскопічного перетворення аустеніту в мартенсит можуть також спостерігатися при неповному циклуванні матеріалу, наприклад, за навантажень, спричинених пульсацією крові на серцеві стенти із СПФ [65, 68, 69]. Кожна частина макроскопічного відгуку в циклі напруження-деформації залежить від історії навантаження, що вказує на те, що локальна історія впливає на подальшу трансформацію мартенситу. Якщо такі ефекти передісторії навантаження є загальними, то часткові перетворення в циклі навантаження впливали б на сумарний відгук напружено-деформованого стану, а не на вироблення сегмент за сегментом частин напружень на ініціювання зародження та поширення перетворення, що спостерігалися на попередньо пройдених етапах макроскопічного деформування. Така порційна чутливість до історії навантаження вказує на структурні зміни, що відбуваються в СПФ після кожного часткового незалежного перетворення аустеніту в мартенсит.

Експериментальні та теоретичні дослідження вказують на те, що пластична деформація реалізовується одночасно з трансформацією аустеніту в мартенсит, а не як послідовний процес в кінці макроскопічного платоподібної ділянки навантаження. Для виокремлення пружних, трансформаційних та пластичних деформацій у полікристалічних зразках використали нейтронні дифракційні дослідження. На ранньому етапі навантаження пружна деформація аустенітної фази стабілізується за поздовжньої деформації приблизно рівної 0,0025, яка передує мартенситному перетворенню [70]. Проте, оскільки навантаження продовжується, пластична деформація відіграє активну роль в досягненні насичення макроскопічної трансформації вихідної структури в мартенсит. Вимірювання показали, що деформація, спричинена знеміцненням матеріалу внаслідок структурної трансформації, починається на ділянці надпружного розтягу, коли зразок досягає номінально 75% від деформації, необхідної для макроскопічного вичерпування наслідків початкового

перетворення на мартенсит. Окрім того, 2-D мікромеханічна модель надпружного перетворення в поширеному СПФ включає пластичність як можливий механізм деформації та демонструє, як одночасна активність систем ковзання може усувати несумісності з ділянками, де відбулося мартенситне перетворення у полікристалічному СПФ [66].

Складність у тому, що пластичність проявляється одночасно з мартенситним перетворенням, а ступінь сумісності відмінних ґраток аустеніту та мартенситу впливає на розвиток мережі дислокацій і, таким чином, на характер функціональної втоми. Можливим поясненням ефекту пам'яті деформації в типовому надпружному сплаві [62] є інтенсифікація формування мережі дислокацій за циклування в діапазоні прояву надпружності, де відсутня відповідність решіток аустеніту та відповідного варіанту мартенситу [71–73]. Таким чином ефект деформаційного запам'ятовування спричинений поверненням до мезомасштабної чи мікромасштабної трансформації структури завдяки циклуванню, а повернення точки пам'яті спричинене подібністю макроскопічних кривих напруження-деформація за неповного циклування. Такі ефекти в мезо- та макроскопічному масштабі спричинені відповідно повторним перетворенням аустеніту в мартенсит певного типу в масштабі розміру мікроструктури. Цей набір варіантів мартенту систабілізується або «викреслюється» стійкими сітками дислокацій, утвореними на межі мартенситних рейок під час першого надпружного циклу.

У матеріалах з несумісними ґратками аустеніту і мартенситу мережа дислокації, що утворюються під час первинної трансформації аустеніту в мартенсит, зберігається впродовж декількох надпружних циклів. Механічні випробування *in situ* надпружних зразків, в яких мартенситне перетворення відбувалося в макромасштабі, виявили обширні сітки дислокацій після їх розвантаження [64, 65, 74, 75]. Важливість мартенситних перетворень для формування дислокаційних сіток встановили за результатами комплексних експериментальних досліджень та моделювання надпружних монокристалічних мікроопор, завдяки яким утворювалися дислокаційні петлі. Аустеніт при цьому

був затиснений між двома прошарками мартенситу, що спричинило появу двійника. Виявлені дислокаційні петлі з'являлися винятково там, де утворився двійниковий мартенсит, розташовуючись вздовж меж петель та вільного від дислокацій аустенітного прошарку [64, 75, 76]. Ці висновки вказують на те, що дислокаційні структури можуть перетинати міжфазну межу між аустенітом і мартенситом під час циклічного навантаження і що ці рухливі дислокації накопичуються з кожним циклом навантаження. Аналогічним чином, за пульсуючих циклічних навантажень в надпружному матеріалі утворювалися смуги пластично деформованого аустеніту, а також ділянки, де ще зберігся мартенсит, густина дислокацій в якому була нижчою, ніж визначена з використанням трансмісійної електронної мікроскопії [65]. Дислокації, формуються на межі аустеніту з відновленим мартенситом, але розташовуються вони все ж переважно в аустенітній фазі. Ці дислокаційні мережі тісно пов'язані з сумісністю ґраток мартенситу та аустеніту, адже вони не спостерігаються в сплавах, де зберігається когерентність меж обидвох фаз. У матеріалах, де існує сумісність між ґратками аустеніту та кожним окремо взятим мартенситним варіантом накопичення залишкової пластичної деформації, так і збереження мартенситних структур зі збільшенням кількості циклів навантаження є незначним [77].

За сумісності ґраток мартенситу і аустеніту під час трансформації в колоні мікроскопа спостерігали тісний зв'язок дислокацій з межами між мартенситом і аустенітом. Хоча межу між двійниковим мартенситом і аустенітом зазвичай називають площиною габітуса (при цьому мають на увазі сумісність двох фаз), кристалографічна сумісність під час трансформації B2 в B19' в майже рівноатомному нікель-титановому сплаві не ідеальна [78–81]. Щоб зберегти сумісність ґраток поперек вузької (атомарного рівня) межі між аустенітом і мартенситом необхідно визначити двійникові рейки мартенситу і зону пружно деформованого матеріалу. Варіанти відповідних компонентів (CV), які з'єднуються для формування варіанта з габітусною площиною (HPV), індивідуально не сумісні з аустенітом і, отже, не можуть бути пристосовані до

пружного проміжного шару. Шляхом моделювання пояснено можливість формування залишкових дислокаційних петель під час мікроекспериментів з прикладанням напружень в колоні мікроскопа [76]. В інших сплавах, яким властива ідеальна сумісність між фазами аустеніту і мартенситу, ця додаткова пружна зона не існує, і дислокаційні петлі, скоріш за все, не утворюються [77, 82–84]. Під час термічного циклування ці сплави не проявляють деформаційної пам'яті за умов сприятливих для реалізації ефекту пам'яті форми і в різних зразках формувалися різні варіанти мартенситу за кожного перетворення з аустеніту в мартенсит. Відсутність пам'яті про деформованість в повністю сумісних сплавах свідчить про те, що дислокаційні петлі, що виникають в результаті мартенситно-аустенітної несумісності, визначають вторинне формування мартенситу за циклічного навантаження. Без мережі дислокацій, яка виникає через несумісність відповідних структурних варіантів, забезпечення стабільного спрямованого мартенситного перетворення з формуванням того чи іншого варіанту мартенситу у наступних циклах стає випадковою [77].

Значна частина матеріалу, перетвореного в CV, відновлюється до аустеніту протягом першого циклу, як показано на Рис. 1.15 [77]. Відповідно, перший надпружний цикл показав найбільшу відновлювану деформацію як у макроскопічній реакції напружень і деформацій, так і на рівні деформації в зерні. За продовження циклування об'ємна частка відновлюваного CV зменшувалася в більшості областей – швидко на ранніх циклах деформації, а потім стабілізувалася – даючи місце збільшенню об'ємної частки NPV. Номінально п'ять-шість циклів, необхідних для стабілізації фракції CV, відповідали часу, необхідному для стабілізації як макро-, так і локальних реакцій, включаючи швидкість вилучення в макроскопічній реакції напружено-деформованого навантаження та швидкість накопичення залишкової деформації у локальних елементах мікроструктури. За припущення важливості передісторії деформування 81% збереженої деформації було пов'язано зі зменшенням фракції CV. Якщо ж припустити відсутність впливу передісторії деформування, то залишкова деформація не виявляла жодної залежності від втрати частки

мартенситу за існування орієнтованого CV мартенситу. За всіх деформацій, пов'язаних з конфігурацією CV, залишкова деформація залишалася постійною деформацією на рівні 0.03. У цьому випадку більша частина втрати фракції CV була пов'язана з переорієнтацією конфігурації CV на конфігурацію HPV.

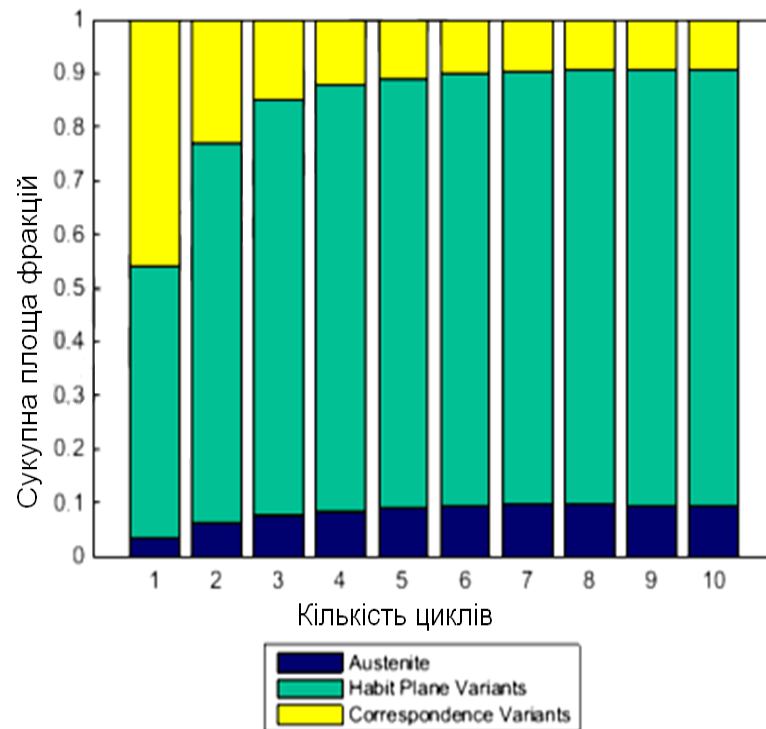


Рис. 1.15. Сукупність часток, що припадає на фази у перетвореному під дією напружень СПФ впродовж 10 циклів деформування [77]

Області, які трансформувалися відразу з вищою об'ємною часткою CV, мали здатність накопичувати більшу кількість деформації у наступних циклах. Схема накопичення залишкової деформації протягом десяти циклів залежно від вмісту фракції CV, що виникає в першому циклі, представлена на Рис. 1.16. У цьому зразку залишкову деформацію визначали у всіх точках, де відбувалася трансформація з такою самою часткою CV як впродовж першого циклу, які усереднили, а потім відстежили їх зміну за навантаження від 1 до 10 циклів. Існує тенденція утворення найбільшої об'ємної частки CV у першому циклі, що призводить до більшої залишкової деформації в пізніших циклах. Закономірність зміни залишкової деформації лінійно залежить від частки фракції CV і практично

стабілізується за понад вісім циклів навантаження. Більше накопичення залишкової деформації в зонах з більшою часткою CV пояснили відсутністю сумісності між аустенітом та окремими зонами з CV мартенситом. Хоча HPVs фракції можуть підтримувати зв'язок аустеніту з перетвореним мартенситом, такий інтерфейс не може зберігатися між чистою CV мартенситу та аустенітом. Великі пружні ділянки (такі, як поєднання аустеніту та мартенситу у структурі HPVs) або пластичність утримують сумісність цих несумісних фаз. Оскільки первісна трансформація значною мірою відновлює аустеніт, і значні залишкові деформації з'являються лише на пізніших циклах деформування, існує ймовірність розвитку комбінованих механізмів, які активно підтримують сумісність фаз CV. Попередні роботи на ТЕМ [65, 76], що досліджували розмноження дислокаційних структур в надпружному СПФ, вказують на те, що будь-яка незначна пластичність, необхідна для підтримання вихідної сумісності після перетворення, могла зростати і переважати інші механізми деформування. Лише 80% локальних залишкових деформацій може бути пояснено зменшенням об'ємної частки мартенситу.

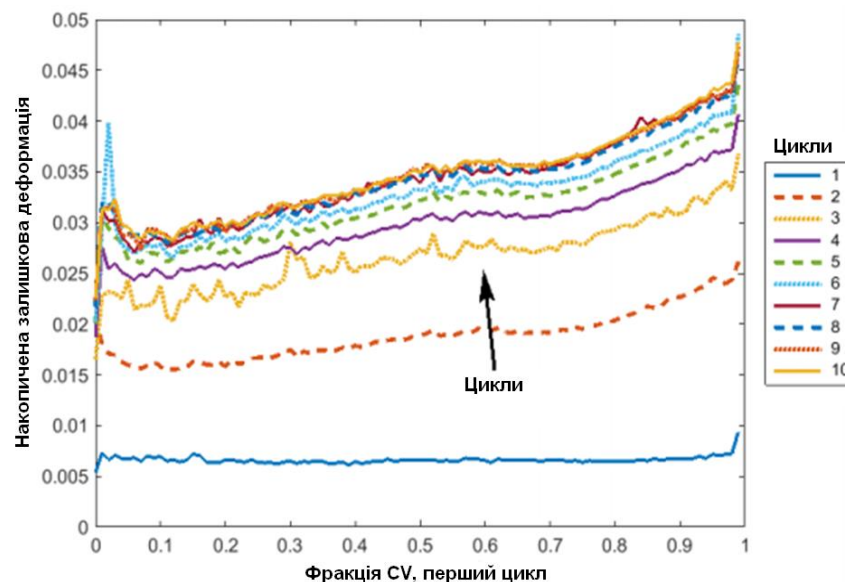


Рис. 1.16. Середнє значення накопиченої залишкової деформації в зразку впродовж десяти надпружних циклів залежно від фракції CV за перший цикл [77]

Залишкова деформація накопичується за достатньо лінійною залежністю з підвищенням фракції CV в початковій конфігурації перетворення мартенситу.

Використавши кореляцію цифрових зображень із сканувального електронного мікроскопу, поправлених від спотворень, в поєднанні з теоретичним аналізом мартенситного перетворення під дією деформації та на основі інформації про дифракції зворотного розсіювання електронів, зробили наступні висновки [53]:

1) Для того, щоб підійти до експериментальних вимірювань, необхідно щоб навіть на ранніх стадіях навантаження на ділянці надпружного плато у твердому розчині виникли осередки з відповідним типом (CV) кристалічної ґратки. Області відповідного типу мають співіснувати з областями не перетвореного аустеніту із звиклим варіантом розташування площин HPVs в окремих зернах по всій мікроструктурі. Поєднання в розчині осередків з відповідним типом (CV) кристалічної ґратки із звиклим для аустеніту варіантом розташування площин HPVs призводить до чіткої відповідності з експериментально замірними полями деформацій.

2) Великі об'єми матеріалу перетворюються на ділянки з відповідним типом (CV) кристалічної ґратки та відновлюються до аустеніту протягом першого циклу навантаження. Відповідно, перший надпружний цикл показав найбільшу відновну деформацію як на макроскопічному рівні у вигляді реакції на петлі напруження-деформація, так і на мікроструктурному рівні (в рамках зерна) в сканівному електронному мікроскопі і на цифрових зображеннях. За продовження циклування об'ємна частка відновлених ділянок з кристалічною ґраткою відповідного типу (CV) в більшості областей зменшилась – це відбувалося швидко на перших циклах деформації, і поступалося місцем збільшенню об'ємної фракції аустеніту із звиклим варіантом розташування площин HPVs.

3) Кількість стабільного (деформованого) мартенситу залежить від кількості переорієнтацій, що відбувалися на локальному мікроструктурному рівні під час перетворень. Коли передісторію трансформації не враховувати, то під час циклування значна частка мартенситу продовжує трансформуватися в аустеніт із звиклим варіантом розташування площин HPVs. Проте, коли таке



перетворення обмежувалось конфігураціями, що виникали в першому циклі навантаження, то частка стабільного мартенситу перетворення була набагато меншою частки, до складу якої входив залишковий мартенсит з відповідним типом кристалічної ґратки CV.

4) Аналогічно, міра переорієнтації мартенситу під час трансформації на ділянці циклічної надпружності свідчить про джерело залишкових напружень. Припущення про відсутність впливу передісторії на безперервну переорієнтацію мартенситу, що приводить до стабільної конфігурації з великою об'ємною часткою мартенситу, спричиненого трансформацією під час циклічного деформування, передбачає необхідність перш за все пластичної деформації в полі залишкових деформацій. Для порівняння, за безумовного впливу передісторії (коли припускається відсутність переорієнтації мартенситу) зберігається приблизно 50% мартенситу, не пов'язаного з конфігурацією аустеніту із звиклим варіантом розташування площин HPVs, і 30% справжніх конфігурацій аустеніту із звиклим варіантом розташування площин HPVs як результат впливу залишкових напружень.

5) Для визначення залишкових напружень, спричинених мартенситним перетворенням, та міри переорієнтації за циклування в області надпружності необхідні розробки нових експериментальних підходів. Відстеження переорієнтації методами, що базуються на аналізі карт дифракції, може сприяти визначенню місця розташування циклічно деформованого мартенситу в діапазоні від безперервного переорієнтовування і за безумовного впливу передісторії (коли припускається відсутність переорієнтації мартенситу).

## **1.2 Вплив водню на функціональні та механічні властивості NiTi сплавів з пам'яттю форми**

Відомо, що водень істотно впливає на механічну поведінку поведінку традиційних конструкційних сплавів за стичного і циклічного навантаження [85–88].

NiTi сплави з пам'яттю форми відносять до матеріалів, які відіграють важливу роль у виробництві медичних інструментів через їх біомеханічну та біохімічну сумісність з організмом людини. Разом з тим поширення їх використання в медичній галузі вимагає подальших досліджень впливу різних середовищ на їх поведінку. Наприклад, існує значна ймовірність того, що за ортодонтичного використання дроту з NiTi сплаву в порожнині рота на нього буде впливати водень. Адже медичні пристрої з NiTi сплавів часто проходять технологічні стадії обробки, такі як катодне очищення за допомогою NaOH, електрополірування в кислотах, травлення в кислотах, термічне оброблення, за використання яких можливе зростання вмісту водню в металі. Тому дослідження впливу водню на фазові переходи в NiTi є ключовим фактором в забезпеченні його функціональних властивостей [89].

Відомо, що водень викликає зниження пластичності [90, 91], втрату ефекту пам'яті форми [90] і зменшення втомної довговічності [4] NiTi сплаву.

Показано, що пластичність і міцність NiTi сплаву знижуються починаючи з номінальних концентрацій водню (приблизно  $10\text{--}50 \text{ млн}^{-1}$ ) [91–93]. Хоча відомо, що водень впливає на багато властивостей NiTi сплаву, на сьогоднішній день відсутні систематичні дослідження низької концентрації ( $< 650 \text{ млн}^{-1}$ ) водню на фазові переходи. Для дослідження впливу низьких концентрацій водню на стійкість фаз аустеніту і мартенситу і фазові переходи використовують метод дифракції рентгенівських променів, диференціальну сканувальну калориметрію і аналіз механізмів руйнування.

Вивчення впливу кількості абсорбованого водню на B2 структуру NiTi сплаву з використанням рентгеноструктурних досліджень показало [94], що зі збільшенням вмісту абсорбованого сплавом водню параметр ґратки збільшується від  $3,01 \text{ \AA}$  до  $3,10 \text{ \AA}$  (об'єм зріс на 9%). Із збільшенням вмісту водню від 20 до  $1050 \text{ млн}^{-1}$  параметр ґратки збільшився від  $3,025 \text{ \AA}$  до  $3,427 \text{ \AA}$  (об'єм зріс на 2,2%) [95]. Із збільшенням вмісту водню зменшується інтенсивність піків рентгенівської дифракції, що вказує на спричинену воднем деформацію ґратки [89].

Вплив водню на температури міжфазних переходів аустеніту в мартенсит досліджували на зразках NiTi за концентрацій водню від  $400 \text{ млн}^{-1}$  до  $1809 \text{ млн}^{-1}$  [90]. Аналіз діаграм диференціальної сканувальної калориметрії показав, що із збільшенням вмісту водню до  $1809 \text{ млн}^{-1}$  (порівняно з  $3 \text{ млн}^{-1}$  у вихідному сплаві), фазові переходи змістилися до нижчої температури і ентальпія реакцій також зменшилася (Рис. 1.17 та Рис. 1.18). І аустенітне, і мартенситне перетворення повністю придушувалися за вмісту водню  $1809 \text{ млн}^{-1}$ .

Дослідження механізму руйнування наводнених зразків NiTi сплаву виявило [90], що на базовому зразку з  $3 \text{ млн}^{-1}$  водню формувалася в'язка поверхня руйнування типу конус-чашка, тоді як на зразку з  $1809 \text{ млн}^{-1}$  – на поверхні зламу виявили ознаки крихкого руйнування матеріалу. Зі збільшенням вмісту водню від  $3 \text{ млн}^{-1}$  до  $1809 \text{ млн}^{-1}$  ширина смуги крихкого руйнування на зламі зразка поступово збільшувалася аж до ширини 130 мм.

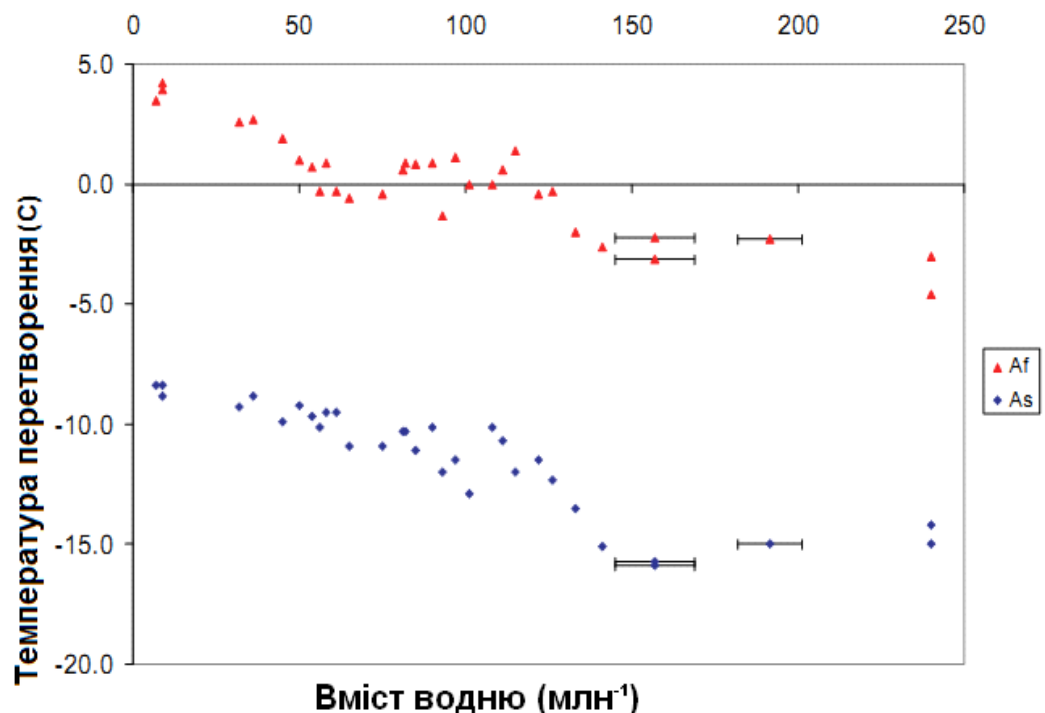


Рис. 1.17. Вплив зростання вмісту водню на температуру початку  $A_s$  та завершення  $A_f$  аустенітного перетворення в сплаві Ni<sub>50.8</sub>Ti<sub>49.2</sub> з пам'яттю форми [90]

Досліджували вплив зростання вмісту водню на фазову стабільність Ni50.8Ti49.2 сплаву на зразках у вигляді смуг, які перед наводнюванням механічно шліфували, відпалювали і хімічно полірували. Зразки розташовували в електрохімічній комірці із сумішшю фосфорної і фтористоводневої кислот для наводнювання. Зразки наводнювали за температури від 5 °С до 35 °С, напруги від 3 В до 15 В впродовж від 5 до 600 сек. Такі умови наводнювання забезпечили концентрації водню від 32 млн<sup>-1</sup> до 662 млн<sup>-1</sup>. Випроби на розтяг проводили на вихідному матеріалі і наводнених зразках з вмістом водню 51 млн<sup>-1</sup>, 102 млн<sup>-1</sup> і 180 млн<sup>-1</sup>. Дані випроб на розтяг використали для визначення впливу водню на механічні характеристики NiTi сплаву [90].

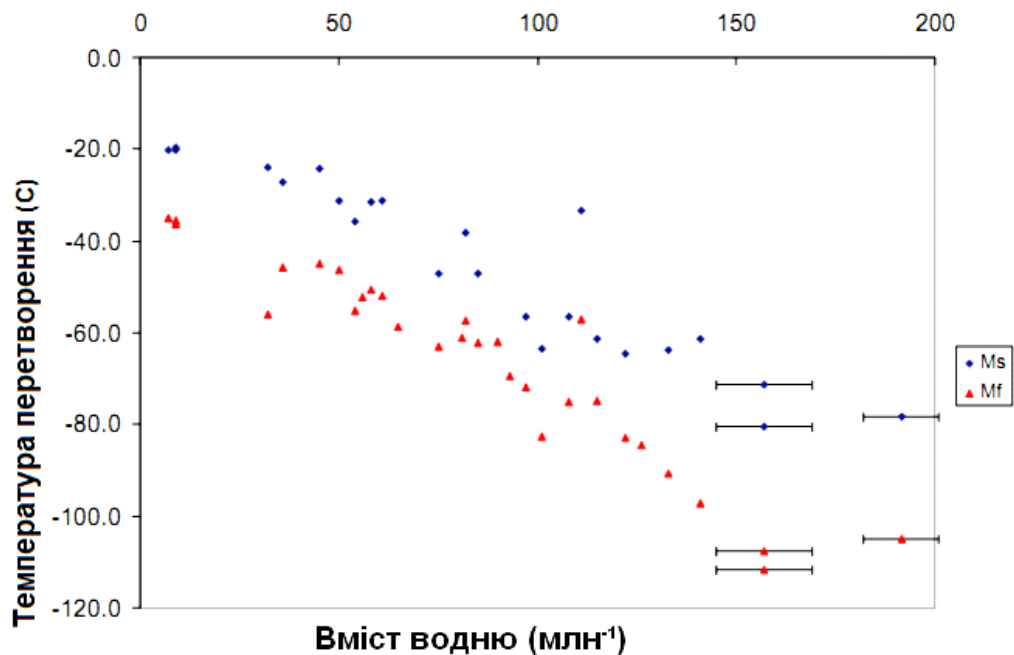


Рис. 1.18. Вплив зростання вмісту водню на температуру початку  $M_s$  та завершення  $M_f$  мартенситного перетворення в сплаві Ni50.8Ti49.2 з пам'яттю форми [90]

Розчинність і коефіцієнт дифузії водню визначені в аустенітній (кубічній) високотемпературній фазі NiTi сплаву з пам'яттю форми. Їх заміряли в температурному діапазоні між 500 °С і 950 °С у водні під тиском до 0,13 МПа за співвідношення водню і NiTi аж до 0,027. У твердому розчині водень

розташований в міжвузлях. Процес абсорбції водню є екзотермічним. Ентальпія розчинення атому водню становила  $-83 \pm 40$  МеВ. Коефіцієнт дифузії описали співвідношенням Арреніуса з енергією активації  $480 \pm 50$  МеВ і перед експоненціальним множником  $D_0 = (4,7_{-2.5}^{+3.9}) \cdot 10^{-3} \text{ см}^2\text{с}^{-1}$  [96].

Досліджували дроти із NiTi СПФ (Ni, 55 мас. %; Ti, решту) діаметром 0,50 мм. Для зразка з мікроструктурою вихідної фази критичне напруження перетворення мартенситу та межа міцності на розрив становили 102 та 1281 МПа відповідно. Три мікроструктури з різними фазами були підготовлені шляхом розтягування при навантаженні та розвантаженні за кімнатній температурі ( $25 \pm 2$  °С). Зразок А має вихідну однофазну фазу без навантаження. Зразок В (суміш вихідної та мартенситної фаз) готували шляхом розтягування до проміжного діапазону деформацій між початком та закінченням трансформації мартенситу та подальшим розвантаженням. Зразок С (однофазний мартенсит) готували шляхом розтягування до 500 МПа та подальшого розвантаження. Діаграми деформування та траєкторії навантаження кожного зразка подані на Рис. 1.19.

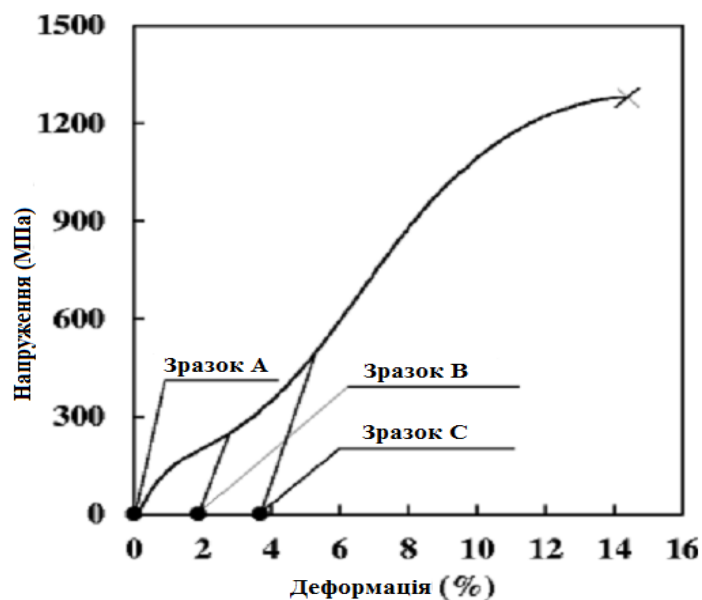


Рис. 1.19. Крива розтягу (напруження-деформація) NiTi сплаву з пам'яттю форми (55 мас. % Ni, решта Ti) та діаграми часткового розтягу зразків типу В і С та деформації після їх розвантаження, позначені точками на осі абсцис [97]

Добре відомо, що водневе окрихчення сплавів тісно пов'язане з їх мікроструктурою [98–102]. Зокрема, зроблено припущення про різний характер поглинання водню альфа-титановими, бета-титановими і альфа-бета-титановими сплавами у фторидних розчинах [99, 100, 102], про зв'язок характеру водневого окрихчення надпружного NiTi сплаву з високою рухливістю водню, який сприяє мартенситному перетворенню [101], про те, що чутливість до водневого окрихчення СПФ може посилюватися внаслідок впливу водню на динамічні процеси, такі як мартенситне перетворення та рух дислокацій [103]. Виявлено, що завдяки мартенситному перетворенню під дією напружень змінюється мікроструктура NiTi сплавів, що визначає їх схильність до водневої крихкості [98, 101, 103]. Вплив мікроструктури на водневу крихкість NiTi сплавів досліджено за їх електролітичного наводнювання в 0,9% водному розчині NaCl. Показано, що стан водню в NiTi сплавах залежить від умов наводнювання, зокрема типу розчину, використаного для випроб із зануренням зразків [25, 26, 104–107]. Тому важливо накопичувати базу даних стосовно впливу мікроструктури СПФ на їх водневу крихкість за різних умов наводнювання, зокрема, в кислих фторидних розчинах. Ці дані послужать основою для обґрунтування можливості підвищення надійності і безпеки застосування NiTi сплавів в стоматології.

Вплив наводнювання проаналізовано на прикладі NiTi сплаву з пам'яттю форми (55 мас. % Ni, решта Ti) [97]. Використали зразки у вигляді комерційного дроту діаметром 0,5 мм і довжиною 50 мм. Зразки випробовували на розтяг за кімнатної температури та швидкості деформування  $4,17 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$  впродовж декількох хвилин після виймання зразків з розчину 0,2% підкисленого фосфатфториду (ПФФ: 0,048 М NaF + 0,018 М H<sub>3</sub>PO<sub>4</sub>) з рН 5,0. Витримували зразки у розчині впродовж різного часу за температури 25 °С. Після наводнювання зразки очищали ультразвуком в ацетоні протягом 5 хв.

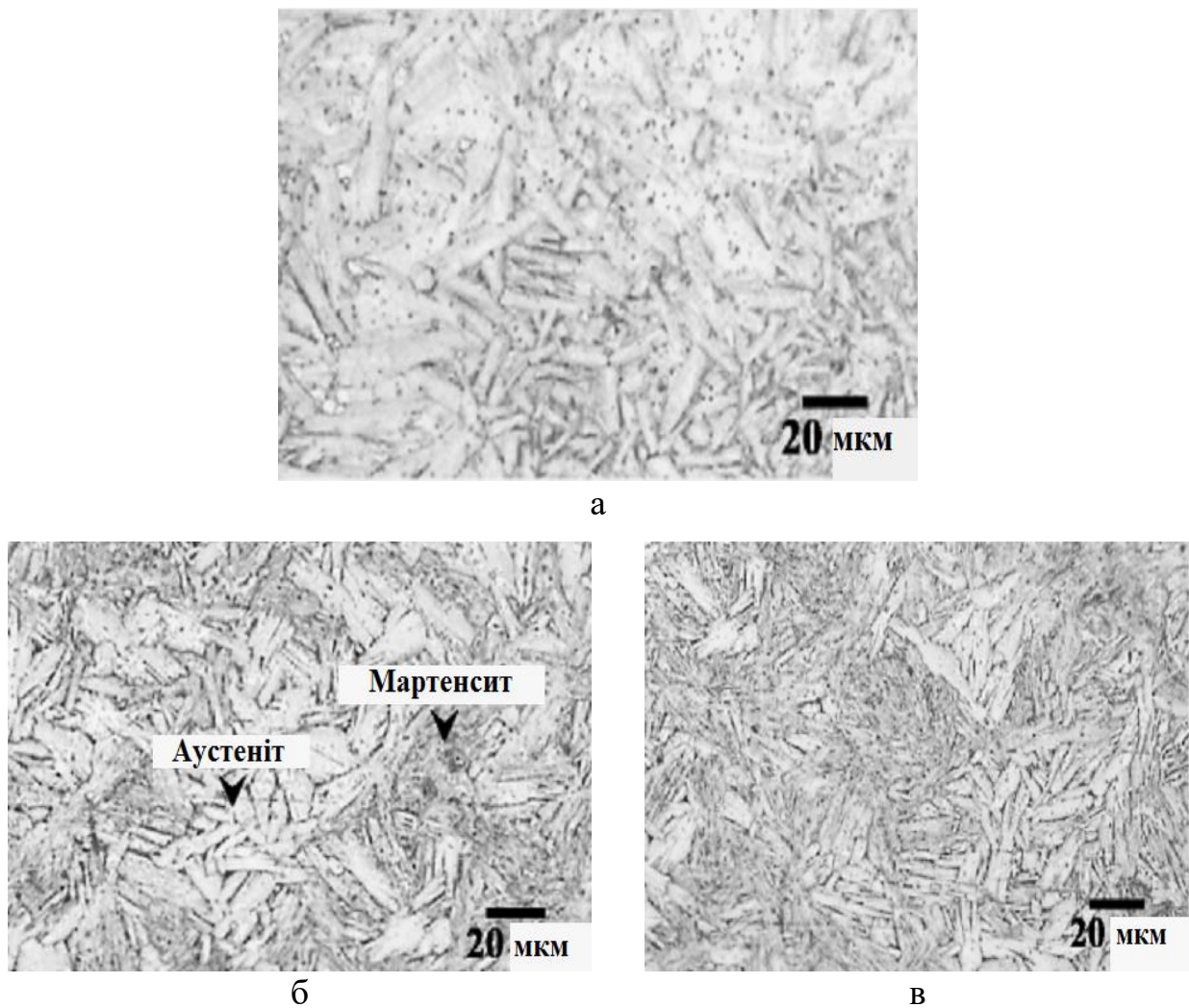


Рис. 1.20. Отримана на оптичному мікроскопі мікроструктура зразків типів А (а) з аустенітною структурою, В (в) із змішаною аустенітною і мартенситною структурами та С (с) із в основному мартенситною структурою [97]

Порівнювали три мікроструктури: однофазна вихідна структура умовно названа аустенітною, суміш вихідної і мартенситної фаз, що сформувалася внаслідок перетворення під час навантаження зразка, і однофазна мартенситна. Структурні зміни забезпечували навантаженням зразків розтягом і наступним їх розвантаженням. Зразки типу А (Рис. 1.20) не навантажували і вони мали вихідну однофазну аустенітну структуру. Зразки типу В отримували навантаженням розтягом до проміжної деформації (між початком і закінченням мартенситного перетворення) з подальшим його розвантаженням, і отримували суміш вихідної і мартенситної структури.

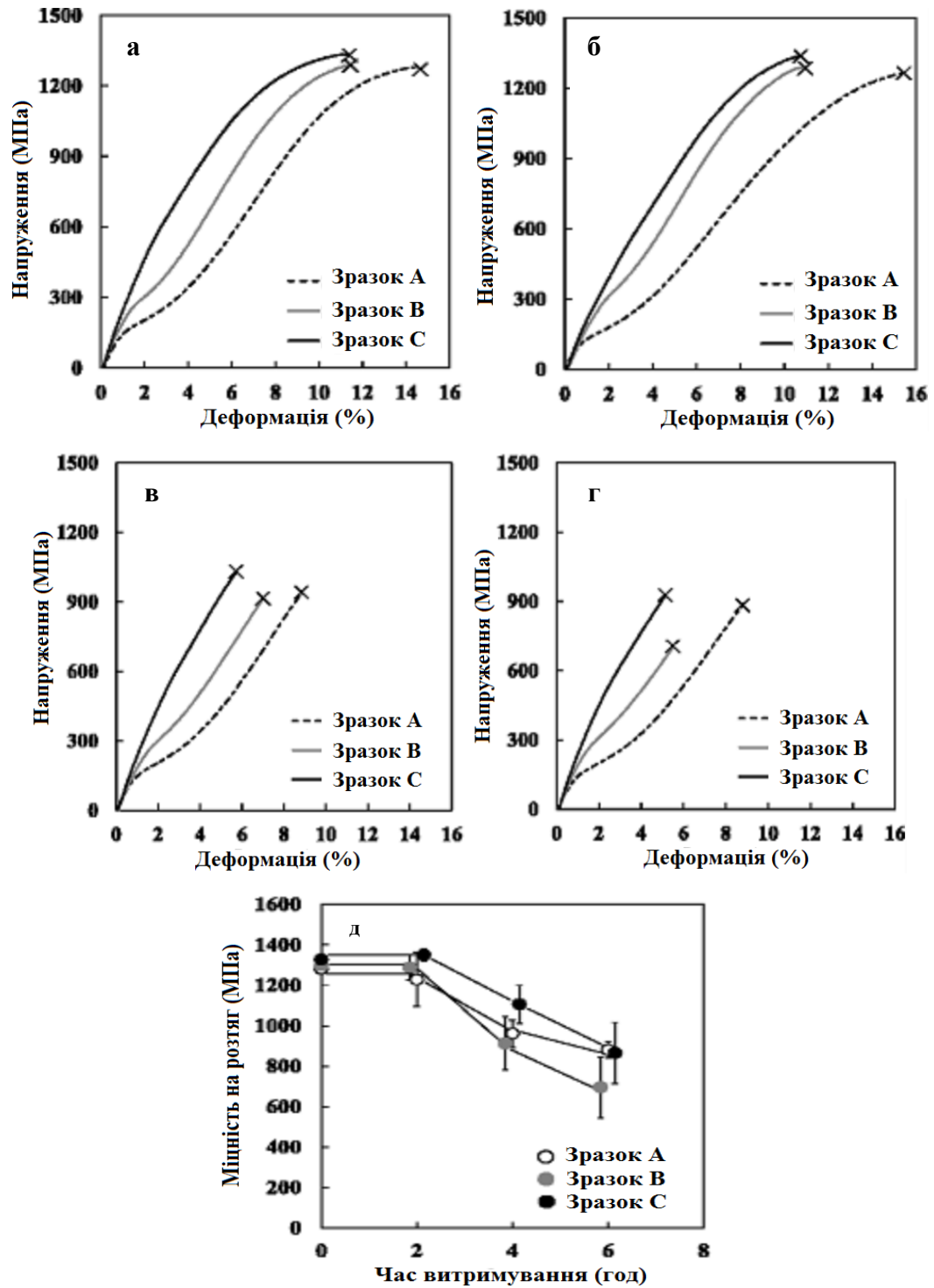


Рис. 1.21. Типові діаграми напруження-деформація для зразків без витримування у розчині ПФФ (а), та після 2 (б), 4 (в) і 6 (г) год витримування у ньому, та зміна міцності зразків за розтягу в залежності від часу їх витримування у розчині (д) [97]



Зразки типу С (з однофазною мартенситною структурою) отримували розтягом зразків до 500 МПа з подальшим їх розвантаженням. Отримані після деформування мікроструктури зразків показані на Рис. 1.20. Критичне напруження мартенситного перетворення і міцність за розтягу сплаву з вихідною структурою становили 102 МПа і 1281 МПа відповідно.

На рис. 1.21 а–г наведені типові діаграми напруження–деформація для зразків, які не витримували і витримували у розчині ПФФ. Міцність за розтягу всіх варіантів зразків в залежності від часу витримання в розчині ПФФ показана на рис. 1.21 д. Міцність зразків за випроб розтягом істотно не змінилася після їх витримання у розчині ПФФ 2 год (відносно необроблених зразків). Однак після витримання понад 2 год міцність за розтягу всіх зразків істотно знизилася. Так, після витримки 4 год міцність на розтяг зразків С була вищою, ніж зразків А і В, а після 6 год міцність зразка В стала нижчою, ніж зразків А і С.

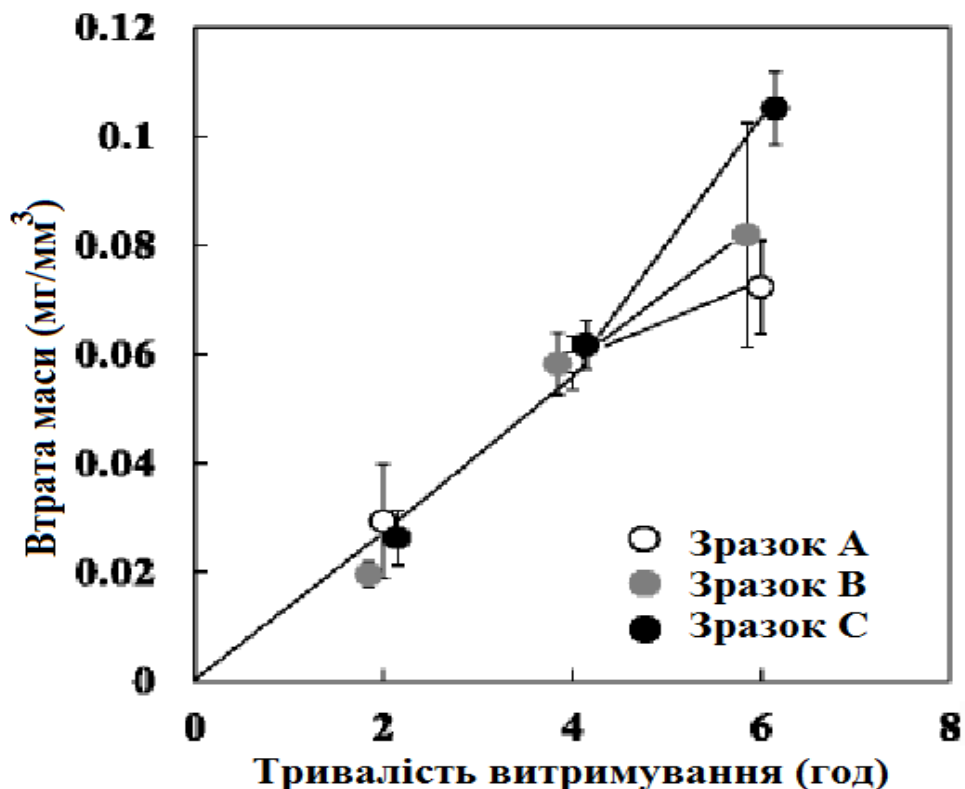


Рис. 1.22. Втрата маси зразків, витриманих у розчині ПФФ, в залежності від тривалості їх витримання [97]

На Рис. 1.22 показано, як змінюється швидкість корозії зразків (за втратою маси), після різної тривалості їх витримування у розчині. Втрата маси всіх зразків лінійно зростала з часом витримування. Причому втрати маси зразків за тривалості їх витримування у розчині до 4 год не залежала від мікроструктури зразків, але після 6 годин витримування у розчині ПФФ втрати маси зразків розташовувалися у порядку  $C > B > A$ .

Загальна кількість водню, абсорбованого зразками, витриманими у розчині, залежала від часу їх витримування (Рис. 1.23). Для всіх зразків кількість абсорбованого водню лінійно зростала з часом витримування і, отже, не залежала від мікроструктури зразків. Кількість поглиненого водню в зразках, занурених на 2 год, 4 год і 6 год, становила приблизно  $50 \text{ млн}^{-1}$ ,  $130 \text{ млн}^{-1}$  і  $240 \text{ млн}^{-1}$  відповідно. На рис. 1.9 показані криві термічної десорбції водню із зразків, витриманих у розчині. Після витримування зразків протягом 2 год характер термічної десорбції водню залежав від мікроструктури занурених зразків (рис. 1.8 а). Піки десорбції водню для зразків типу А, В і С відповідали приблизно температурі  $500 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $450 \text{ }^\circ\text{C}$  і  $350 \text{ }^\circ\text{C}$  відповідно.

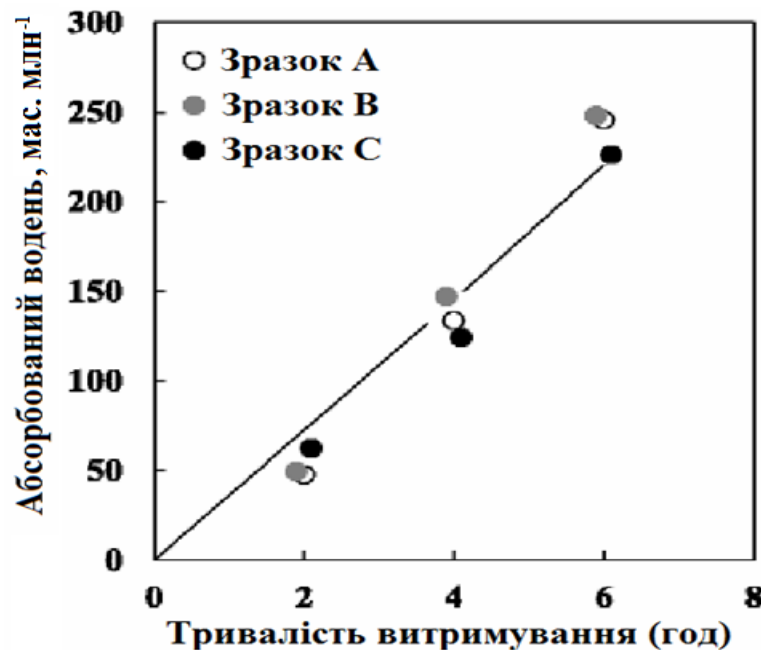


Рис. 1.23. Кількість водню, поглиненого зразками під час витримування у розчині ПФФ, від тривалості їх витримування [97]

У разі занурення зразків на 4 год і 6 год піки десорбції водню з'являлися за температури близько 450 °С для зразків всіх типів (Рис. 1.24 б, в). Різні форми профілів піків кривих термічної десорбції водню пов'язали з відмінностями мікроструктури зразків.

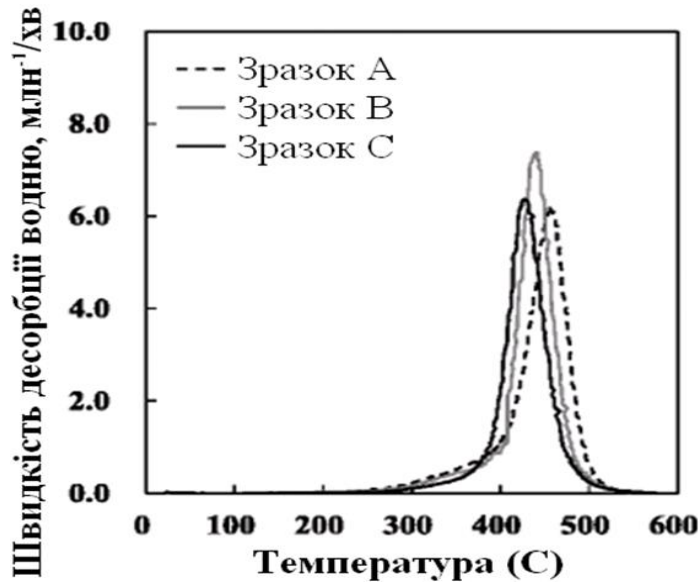
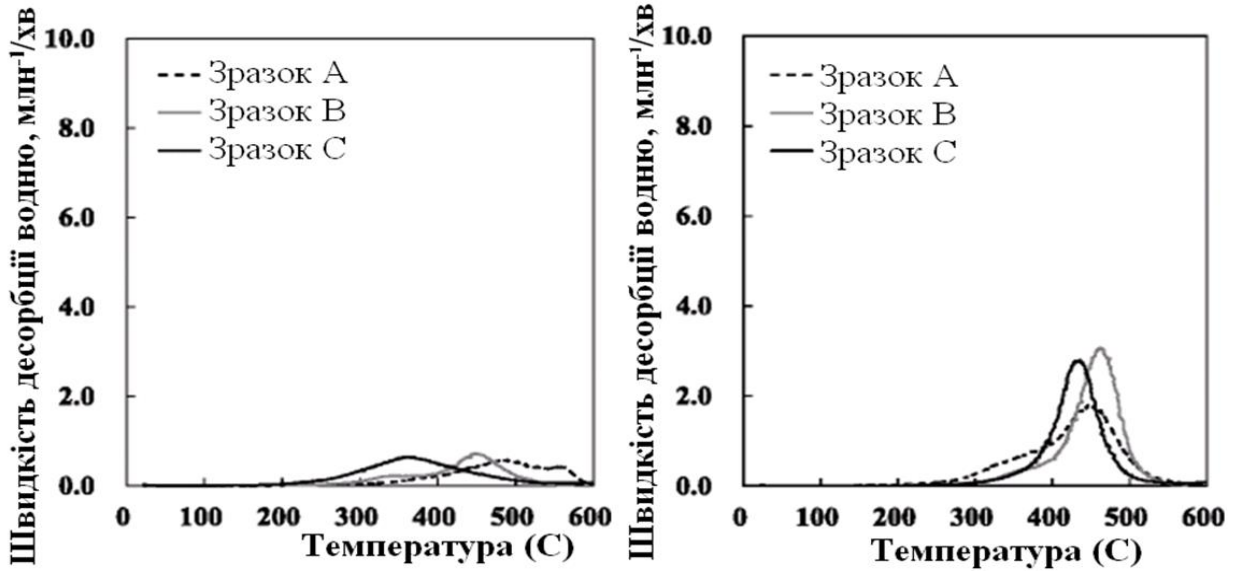


Рис. 1.24. Криві термічної десорбції водню для зразків, витриманих протягом 2 год (а), 4 год (б) і 6 год (в) у 0,2% розчині ПФФ [97]

Провели низку досліджень для пояснення впливу водню на поведінку надпружного NiTi сплаву за різних концентрацій водню [108], [109]. Дійсно, було показано, що, коли кількість абсорбованого металом водню перевищує 50–200 млн-1, метал може окрихчитися внаслідок аустеніт-мартенситного перетворення. Таке пошкодження не проявляється під час пружної деформації аустенітної або мартенситної фаз [108]. Таке руйнування пов'язують з перешкодами, які створює дифузійний водень, для руху меж двійників під час їх зародження і росту. Водень діє як бар'єр для мартенситного перетворення. Проте було показано, що за невисокої кількості абсорбованого водню надпружний NiTi сплав не можна модифікувати через екстремальну рухливість дифузійного водню [109].

Чутливість NiTi сплаву з пам'яттю форми до водневого окрихчення оцінили стосовно базової (аустенітної) фази у сплаві. Руйнування завжди відбувалися лише за наявності мартенситу. Руйнівні напруження стрімко знижувалися відразу в міру зростання вмісту водню, причому незалежно від фазового складу сплаву перед навантаженням зразків. Для базової фази ефект окрихчення проявився лише при високому вмісті водню. Деформаційно-зміцнена мартенситна фаза чутливіша до водню, порівняно з матричною фазою, яка руйнувалася під час трансформації мартенситу. При високому вмісті водню критичне напруження, необхідне для протікання мартенситного перетворення, зростало. Припустили, що окрихчення посилюватиметься завдяки впливу водню на динамічні процеси в матеріалі [103].

Для виявлення впливу дифузії водню на трансформацію властивостей NiTi сплаву, зразки електролітично наводнювали за густини струму 10 А/м<sup>2</sup> впродовж 6, 24, 48 і 72 год у 0,9% водному розчині NaCl за кімнатної температури і відразу випробовували. Виявлено збільшення напружень прямого і зворотного мартенситних перетворень і зменшення максимальної деформації за такої трансформації. Показано, що дифузія водню в NiTi сплаві змінює температури, за яких відбувається пряме і зворотне мартенситне

перетворення, зменшує максимальну деформацію і збільшує напруження, за яких відбуваються ці перетворення [110].

Виявлено уповільнене руйнування дротів з СПФ у ротовій порожнині [111]. Чутливість NiTi сплаву до водневого окрихчення досліджували з урахуванням густини струму та старіння на повітрі за кімнатної температури. Ортодонтичні дроти електролітично наводнювали за різної густини струму 5 А/м<sup>2</sup>, 10 А/м<sup>2</sup> і 20 А/м<sup>2</sup> впродовж від 2 год до 24 год у водному розчині 0,9% NaCl за кімнатної температури. Критичне напруження мартенситного перетворення за монотонного розтягу було на 20–90 МПа вище, ніж без наводнювання. Крім того, на плато, де відбувається перетворення аустеніту в мартенсит, проявилася крихкість. Після наводнювання впродовж короткого часу сплав NiTi зберігає свою надпружну поведінку. Проте після 24 год старіння на повітрі за кімнатної температури руйнування на плато, пов'язаному з перетворенням аустеніт-мартеніт, відбувається швидше.

Чутливість NiTi сплаву з пам'яттю форми до релаксації напружень після наводнювання у водному розчині досліджено з урахуванням старіння протягом одного-шести днів на повітрі за кімнатної температури [112]. Ортодонтичні дроти підготовляли шляхом їх занурення в 0,9% розчин NaCl протягом 3 год за густини струму 10 А/м<sup>2</sup>. Потім зразки з повністю аустенітною структурою і з 1/3 і 2/3 об'ємними частками мартенситу в ній випробовували на релаксацію напружень за сталої деформації. Коли підтримувана деформація відповідала плато на діаграмі, в межах якого відбувається аустеніт-мартенситне перетворення, у наводненому зразку напруження релаксують сильніше порівняно з ненаводненим. Показано, що важливо збільшувати тривалість періоду старіння, і що властивості дротів з довшим періодом релаксації напружень аналогічні властивостям ненаводнених дротів. Разом з тим, не виявили відмінностей між ненаводненими і наводненими зразками, якщо прикладена деформація відповідала ділянці пружної деформації повністю аустенітної структури. Таку поведінку пояснили впливом градієнта вмісту

абсорбованого водню між поверхнею і центром перерізу досліджених дротів, що полегшує рухливість смуг мартенситу під час релаксації напружень [112].

Для дослідження впливу водню, абсорбованого твердим розчином і мартенситом, що виник внаслідок перетворення під дією напружень, на водневу крихкість використали тренований надпружний NiTi сплав [113]. При циклічному навантаженні розтягом на ділянці незмінності напружень (плато), спричиненій мартенситним перетворенням, індукованим під дією напружень, і зворотним перетворенням після його зняття, спостерігали подальше зниження критичного напруження, необхідного для мартенситного перетворення, після наводнювання. Крім того, кількість циклів для руйнування тренованого зразка значно більша, порівняно із не тренованим. Оскільки значна частина абсорбованого водню захоплюється переважно дефектами, спричиненими тренуванням, водневе окрихчення істотно пригнічується в результаті зменшення впливу водню на фазові перетворення. Отримані результати показують, що водень в твердому розчині сильніше взаємодіє з мартенситом, трансформованим під впливом напружень, ніж водень, захоплений дефектами, тим самим додатково підсилюючи водневе окрихчення, пов'язане з фазовими перетвореннями [113].

### **1.3 Вплив температури на функціональну і механічну втому NiTi сплавів з пам'яттю форми**

Дефекти такі як внутрішні підповерхневі порожнини, подряпини поверхонь, які призводять до появи тріщин, відіграють значну роль в умовах малоциклової втоми [114].

Крім того, втомні мікротріщини можуть зароджуватися на границі мартенсит-мартенсит або аустеніт-мартенсит [50]. Переміщення границь мартенсит-мартенсит або аустеніт-мартенсит спричиняє утворення дефектів зерен, які стають потенційними ділянками ініціювання тріщини. Зазначається також, що тріщини утворюються на границях зерен [115].

Циклічне навантаження впливає не тільки на здатність матеріалу опиратися механічній втомі, а й на функціональні властивості. Тому для надійного проектування пристроїв і елементів конструкцій із СПФ з ефектом надпружності, які працюють в умовах втоми необхідно знати яким чином змінюються їх функціональні і механічні властивості. Важливо також враховувати баланс між механічною і функціональною втомою.

Циклічне навантаження збільшує залишкову деформацію [116] та зменшує енергію дисипації, тим самим погіршуючи ефективність пристроїв для гасіння коливань [117]. Залишкові мартенситні пластини зростають із кількістю циклів і вважаються однією з причин утворення залишкової деформації під дією циклічного навантаження [118].

Досліджено вплив температури випробувань (14 °С, 21 °С, 28 °С і 35 °С) на механічну поведінку дротин із нітинолу ( $A_f = 11$  °С) діаметром 0,14 мм за низької швидкості деформації  $1 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$  [119]. Звично, підвищення температури збільшує напруження початку трансформації мартенситу. Проте площа петлі гістерезису майже не змінюється із зміною температури. Отже, в даному температурному діапазоні дисипована енергія може розглядатися як температурно незалежна. Цей феномен приписується малим розмірам дротини. Завдяки малому діаметру дротини, тепло, що генерується прикладеними навантаженнями може бути швидко дисиповане, таким чином вплив температури на енергію дисипації є незначним.

Механічну поведінку Cu-11,8 мас. % Al – 0,5 мас. % Be дротин діаметром 0,5 мм з різними розмірами зерна (60–300 мкм) досліджували при монотонному та циклічному деформуванні розтягом за різних температур (6 °С, 20 °С, 25 °С та 50 °С), частот (0,03, 0,1 та 1 Гц) та амплітуд деформації (0,8%; 1,5% та 2,2%) [120]. Виявлено, що енергія дисипована за цикл, яка дорівнює  $\sigma - \epsilon$  площі петлі гістерезису  $\Delta W$  не залежить від розміру зерна і температури випробувань. Проте еквівалентне вязке демпфування, визначене за формулою

$$\eta = \Delta W / 4\pi W_e \quad (1.1)$$

зменшується із збільшенням температури від 6 до 50°C, для усіх розмірів зерен. Тут  $W_e$  – енергія пружної деформації.

В умовах «строгих» ізотермічних умов і повільних швидкостей навантаження ефект латентного поглинання/розсіювання тепла мінімальний [121]. З іншого боку, значний прихований теплообмін призводить до зміни температури зразка; отже, умови випробування потім можуть розглядатися як неізотермічні (або змінне термічно-механічне навантаження).

Важливим для виробництва актюаторів із СПФ є прогнозування відновлюючого напруження залежно від температури. Загалом існує гістерезисна петля між відновлюючим напруженням і температурою, спричинена охолодженням і нагріванням. Виявлено, що напруження відновлення збільшується із підвищенням температури [122].

Досліджено, що коливання температури в зразках із NiTi СПФ відбувається для кожної швидкості деформації ( $3,3 \cdot 10^{-4} \text{ c}^{-1}$  –  $3,3 \cdot 10^{-2} \text{ c}^{-1}$ ). Під час циклічного деформування коливання температури зменшується зі збільшенням кількості циклів і має тенденцію до насичення [116]. Проте амплітуда коливань температури немонотонно збільшується зі збільшенням швидкості деформації.

Відмічається, що підвищення температури при обертовому вигині під час випробування СПФ на втому більше, ніж у при плоскому вигині [123]. Причому, чим більша амплітуда і частота деформування, тим більше підвищення температури.

На основі динамічного механічного аналізу експериментально отримано залежність внутрішнього демпфування  $\text{tg } \delta$  як функцію температури для амплітуди деформації 0,05% для СПФ CuZnAl і NiTiCu при частоті 10 Гц [124]. Висока демпфувальна здатність мартенситової фази спостерігається при температурі нижче температури  $A_s$ , тоді як при більш високих температурах вихідна фаза (аустенітна фаза) демонструє низькі значення  $\text{tg } \delta$ .

Експериментально досліджено, що швидкість накопичення залишкової деформації в NiTi сплаві при випробах квазістатичним та циклічним вигином залежить від температури випробування та від максимального напруження



циклу [125]. Ці два параметри визначають можливість деформування дислокаційним механізмом та механізмом утворення мартенситу.

Для прогнозування довговічності СПФ використовують силові [114, 126] деформаційні [123, 127, 128] і енергетичні критерії [114] втомного руйнування. Огляд механічної втоми СПФ за механічного і термомеханічного навантаження представлений, зокрема в праці [129].

Для малоциклової втоми розмах деформації  $\Delta\varepsilon$  і кількість циклів до зруйнування описуються наступною емпіричною залежністю

$$\Delta\varepsilon N_f^\beta = \alpha \quad (1.2)$$

де  $\alpha$  і  $\beta$  відповідають  $\varepsilon_a$  при  $N_f=1$  і нахилу кривої  $\log\Delta\varepsilon - \log N_f$ , відповідно.

Для NiTi дротини діаметром 0,5 мм при циклічному випробуванні обертовим вигином залежність між  $\alpha$  і температурою  $T$  виражається наступним рівнянням [130]:

$$\alpha = \alpha_s 10^{-a(T-M_s)} \quad (1.3)$$

На підставі отриманих експериментальних результатів були визначені коефіцієнти  $\beta = 0,28$ ,  $\alpha_s = 0,248$ ,  $a = 0,0032 \text{ K}^{-1}$  [130].

Для NiTi трубки зовнішнім діаметром 0,9 мм і внутрішнім 0,7 мм при циклічному випробуванні обертовим вигином залежність між  $\alpha$  і  $T$  описується наступним рівнянням [130]

$$\alpha = \frac{m}{(T - T_0)^n} + \alpha_0 \quad (1.4)$$

На підставі отриманих експериментальних результатів були визначені коефіцієнти  $\beta = 0,25$ ;  $m = 0,065 \text{ K}^n$ ;  $n = 0,4$ ;  $T_0 = 297 \text{ K}$ ;  $\alpha_0 = 0,057$ .

#### **1.4 Вплив асиметрії циклу навантаження на функціональну і механічну втому NiTi сплавів з ефектом пам'яті форми**

СПФ належать до функціональних матеріалів, яким властиві ефекти пам'яті форми і псевдопружності. Їх застосування залежить від температур фазових перетворень, механічних та функціональних властивостей, виду навантаження (статичне, циклічне та термомеханічне).

СПФ все частіше використовують у деталях машин, імплантах [3, 30], а завдяки високій здатності до дисипації енергії – у демпфуючих пристроях [9, 31–33] чи інших елементах конструкцій [6, 11]. Оскільки під час експлуатації вони піддаються інтенсивним циклічним навантаженням, тому важливим є забезпечення їх надійності та довговічності за малоцикловою втоми.

Баланс між енергією дисипації та втомною довговічністю слід обґрунтовано враховувати при конструюванні демпферних пристроїв із сплаву NiTi.

Відомо, що із збільшенням кількості циклів навантаження погіршуються функціональні властивості СПФ (ефект надпружності), які можна охарактеризувати, зокрема розмахом деформації, залишковою деформацією, енергією дисипації [114, 131–133] та коефіцієнтом втрат, що характеризується відношенням енергії дисипації за цикл навантаження до максимальної потенціальної енергії [114, 117, 134]. Збільшення середнього напруження, при циклічному навантаженні в умовах контрольованого напруження значно зменшує залишкову деформацію NiTi сплаву [132]. Залишкова деформація, вважається пов'язаною з деяким орієнтованим мартенситом, який не трансформується назад у аустеніт під час зворотної фази [135]. Повторні зміни прямих і зворотних фаз створюють деякі дефекти в матеріалі [136], що призводять до локалізованих внутрішніх напружень [137], які дозволяють СПФ проявляти двосторонній ефект пам'яті форми.

Зокрема, залишкова деформація та трансформаційне зміцнення із NiTi сплаву (50,32% Ni) зростають зі збільшенням кількості циклів навантаження і

швидкості деформації від  $3,3 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$  до  $3,3 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$  при випробуванні мікротрубчатих зразків за контрольованої деформації [116]. Енергія дисипації зменшується зі збільшенням кількості циклів навантаження, проте зі збільшенням швидкості деформації від  $3,3 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$  до  $10^{-3} \text{ с}^{-1}$  – збільшується, а в подальшому зменшується. Збільшення залишкової деформації також спостерігали за малоцикловою втоми дротин із NiTi сплаву, при одновісному розтягу [138].

Тому, для побудови моделей поведінки, елементів конструкцій і пристроїв із СПФ необхідно знати закономірності зміни силових та деформаційних параметрів, які характеризують його функціональні властивості.

Експериментальні результати квазілінійної залежності  $\log W_d$  від  $\log N_f$  для кількох значень амплітуди напружень можна апроксимувати використовуючи наступну формулу [132]:

$$W_d = \alpha_1 N_f^{\beta_1} \quad (1.5)$$

де  $W_d$  – дисипована енергія за цикл;  $\alpha_1$  і  $\beta_1$  є параметрами матеріалу.

Числові результати добре узгоджуються з експериментальними даними для  $\alpha_1 = 11$  і  $\beta_1 = -0,377$ .

Основана на пошкодженнях модель втомного руйнування розглядає три етапи: зародження мікротріщин, поширення мікротріщини та пошкодження, спричинене трансформацією мартенситу [139]. Змінна пошкодження як відношення накопиченої дисипованої енергії при певній кількості циклів до зруйнування визначається наступним чином

$$D = \sum_{i=1}^N W_i / \sum_{i=1}^{N_f} W_i \quad (1.6)$$

де  $W_i$  – дисипована енергія для  $i$ -го циклу навантаження.

Для прогнозування зародження тріщини використовують силові, деформаційні і енергетичні критерії втомного руйнування. В околі

концентраторів напружень за циклічного пульсівного навантаження, як правило, виникають стискувальні напруження і цикл навантаження на локальній ділянці є знакозмінним. Тому, дану обставину слід враховувати при оцінці втомної довговічності.

Класичні моделі коректування впливу середнього напруження циклу на границю витривалості або втомну міцність для багатоциклової втоми ( $10^6$ – $10^8$  циклів) базувалися на силових критеріях руйнування. Зокрема це відомі моделі Gerber [140], Goodman [141], Soderberg [142] і Morrow [143].

Модель втомного руйнування Smith, Watson and Topper [144] враховує вплив коефіцієнту асиметрії циклу навантаження на границю витривалості матеріалу

$$\sigma_{ar} = \sigma_{\max} \sqrt{\frac{1-R}{2}} = \sigma_a \sqrt{\frac{2}{1-R}} \quad (1.7)$$

де  $\sigma_{ar}$  і  $\sigma_a$  – відповідно амплітуда напруження при реверсивному і пульсівному циклах навантаження;  $R = \sigma_{\min}/\sigma_{\max}$  (тут  $\sigma_{\min}$ ,  $\sigma_{\max}$  – найменше і найбільше напруження).

Для коректування впливу асиметрії циклу навантаження на втомну довговічність при пружно-пластичному деформуванні використовують також деформаційні критерії руйнування.

Для прогнозування довговічності при симетричному циклі навантаження використовують рівняння Coffin-Manson [145], [146]

$$\sigma_{ar} = \sigma_{\max} \sqrt{\frac{1-R}{2}} = \sigma_a \sqrt{\frac{2}{1-R}} \quad (1.8)$$

де  $\Delta\varepsilon$  – розмах пружно-пластичної деформації;  $\sigma'_f$  – коефіцієнт втомної міцності;  $b$  – експонента втомної міцності.

Упродовж останніх десятиліть багато досліджень спрямовано на врахування впливу середнього напруження на втомну довговічність, в рамках

деформаційного підходу, коли матеріал знаходиться в межах циклічного пружно-пластичного деформування. Деформаційний підхід представлений залежністю загальної деформації відносно втомної довговічності

$$\frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{\Delta\varepsilon_e}{2} + \frac{\Delta\varepsilon_{pl}}{2} = \frac{\sigma'_f}{E} (2N_f)^b + \varepsilon'_f (2N_f)^c \quad (1.9)$$

Для більш точного прогнозування зародження тріщини в зразках з концентраторами напруження за асиметрії циклу навантаження відмінного від симетричного, зокрема і за змінної амплітуди використовують рівняння J. Morrow із зміненим коефіцієнтом втомної міцності біля пружної компоненти. Модель J. Morrow [147] враховує середнє напруження циклу навантаження і записується наступним чином

$$\frac{\Delta\varepsilon_{eq}}{2} = \frac{\sigma'_f - \sigma_m}{E} (2N_f)^b + \varepsilon'_f (2N_f)^c \quad (1.10)$$

де  $\Delta\varepsilon_{eq}$  – еквівалентний розмах деформацій;  $c$  – експонента втомної пластичності;  $\varepsilon'_f$  – коефіцієнт втомної пластичності;  $E$  – модуль Юнга;  $\sigma_m$  – локальне середнє напруження. Використовуючи критерій J. Morrow можна визначити втомну довговічність для різних сталих амплітуд навантаження.

Модифікована модель Smith, Watson and Topper (SWT), може бути застосована до рівняння деформація – довговічність і добре описує ефект середнього напруження для багатоциклової втоми [148]

$$\sigma_{\max} \varepsilon_a = \frac{(\sigma'_f)^2}{E} (2N_f)^{2b} + \varepsilon'_f \sigma_f (2N_f)^{b+c} \quad (1.11)$$

де  $\sigma_{\max} = \sigma_m + \sigma_a$ .

Модель припускає, що параметр  $\sigma_{\max} \cdot \varepsilon_a$  є сталим для даної довговічності за різних значень амплітуди деформації і максимального напруження.

Для опису співвідношення між напруженнями і деформаціями використовують рівняння Romberg-Osgood

$$\Delta \varepsilon_{eq} = \Delta \varepsilon_{eq}^e + \Delta \varepsilon_{eq}^p = \frac{\Delta \sigma_{eq}}{E} + 2 \left( \frac{\Delta \sigma_{eq}}{2K'} \right)^{\frac{1}{n'}} \quad (1.12)$$

де  $\Delta \varepsilon_{eq}$  і  $\Delta \sigma_{eq}$  – еквівалентний розмах локальної деформації і напруження;  $\Delta \varepsilon_{eq}^e$  і  $\Delta \varepsilon_{eq}^p$  – відповідно еквівалентний розмах пружної і пластичної деформації;  $K'$  – коефіцієнт циклічного зміцнення;  $n'$  – експонента циклічного зміцнення.

Модель втомного руйнування, запропонована Ince, Glinka [149] враховує вплив середнього напруження на втомну довговічність і є модифікацією моделей коректування середнього напруження Morrow [147] і Smith, Watson, Topper [144]

$$\varepsilon_{a,eq} = \varepsilon_{a,eq}^e + \varepsilon_{a,eq}^p = \frac{\sigma_f'}{E} (2N_f)^{2b} + \varepsilon_f' (2N_f)^c \quad (1.13)$$

де  $\varepsilon_{a,eq}^e$  і  $\varepsilon_{a,eq}^p$  – еквівалентна амплітуда локальної пружної і пластичної деформації відповідно.

Як і у моделі SWT, запропонована модель корекції середнього напруження застосовується, якщо не порушується наступна умова

$$\frac{\sigma_{\max}}{\sigma_f'} \cdot \frac{\Delta \varepsilon^e}{2} + \frac{\Delta \varepsilon^p}{2} > 0. \quad (1.14)$$

Показано [149], що модель, яка запропонована G.Glinka (1.11), краще корелює з експериментальними даними для сплаву Incoloy 901 і сталі ASTM A723 порівняно з моделями Morrow [147] і SWT [144]. Модель G. Glinka (1.13) і SWT (1.11) однаково добре корелюють з експериментальними даними для

алюмінієвого сплаву 7075-T561. Проте модель G. Glinka потребує перевірки для більш широкого класу конструкційних матеріалів і умов навантаження.

Mounni та ін. [150] досліджували вплив амплітуди напруження та середнього напруження на втомну довговічність псевдопружного NiTi СПФ за одновісного розтягу – стиску при 50°C. Виявлено сприятливий вплив середнього напруження при стисненні на довговічність сплаву, оскільки він має тенденцію до закриття мікротріщин, тоді як середнє напруження за розтягу дає зворотний ефект. Kang та ін. [132] показали що збільшення середнього напруження збільшує залишкову деформацію зразків NiTi сплаву і значно скорочує втомну довговічність, що слід враховувати при побудові моделей втомного руйнування.

При випробуваннях на втому використовують, як правило зразки із дроту, пластини, суцільні циліндри та NiTi трубки із СПФ з відносно великими розмірами. Проте втомлювальність зразків NiTi сплаву з дуже малими геометричними розмірами, таких як мікротрубки, що використовуються в ендovasкулярних стентах, майже не досліджується. За даними, отриманими Robertson [69] та ін. на NiTi мікротрубках товщиною манше 400 мкм, на відміну від зразків відносно великих розмірів, при втомному руйнуванні не спостерігали поширення макротріщини, оскільки товщина стінки менша за фізичну довжину макротріщини, що дорвнює 1 мм. Тобто втомна довговічність NiTi мікротрубок із СПФ, визначена безпосередньо з даних, отриманих на зразках великих розмірів буде переоцінена. Song et al. досліджено особливості одноосьової втоми супереластичних мікротрубок NiTi сплаву за розтягу – стиску при 37 °C [151]. Зроблено висновок, що ступінь трансформації мартенситу під час циклічної деформації, значною мірою впливає на втомне руйнування надпружних NiTi мікротрубок, а довговічність при більш повному перетворенні мартенситу менша, ніж при неповному. Це означає, що при конструюванні супереластичних елементів конструкцій із NiTi слід досягти хорошого балансу між повною мірою використання мартенситної трансформації та втомної довговічності.

Runciman та інші [152] порівняли дані проведених випробів втомою за розтягу, вигинання обертанням та кручення трубок NiTi СПФ з урахуванням

впливу середньої деформації зсуву та амплітуди деформації зсуву (Рис. 1.25). Показано, що для всіх отриманих даних, кількість циклів до зруйнування, за винятком циклічного розтягу при  $R_\epsilon = 0,88 - 0,99$  можуть бути описані єдиною залежністю від амплітуди еквівалентної деформації. Тут  $R_\epsilon = \epsilon_{\min}/\epsilon_{\max}$ , – коефіцієнт асиметрії циклу деформацій;  $\epsilon_{\min}$ ,  $\epsilon_{\max}$  – мінімальна і максимальна деформація, відповідно.

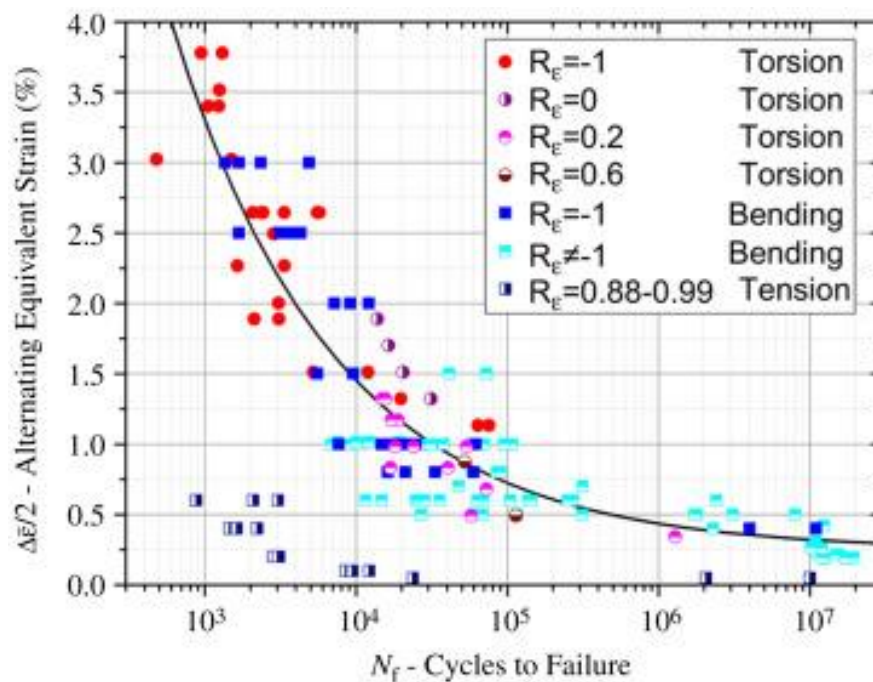


Рис. 1.25. Залежність амплітуди деформацій від кількості циклів до руйнування за циклічного кручення, згину і розтягу [153]

В літературі є дані стосовно впливу середнього напруження, коефіцієнта асиметрії циклу напруження і деформації на механічну втому, наприклад [69, 114, 123, 138], проте майже відсутні дослідження присвячені впливу згаданих вище параметрів на функціональну втому [154], [132]. Зокрема, досліджували циклічну поведінку псевдопружного СПФ із NiTi, за частково та повністю оберненого кручення, використовуючи циліндричні зразки порожнистих та твердих валів [114]. Отримано залежності напруження початку утворення мартенситу, модуля зсуву аустеніту, другої (приблизно лінійної)



ділянки та відношення енергії дисипації до енергії пружної деформації від кількості циклів для експериментів з навантаженням – розвантаженням кручення з аналогічними дослідями за кручення з повністю реверсивним навантаженням.

### **1.5 Вплив змінної амплітуди навантаження на функціональну і механічну втому NiTi сплавів з ефектом пам'яті форми**

Функціональні властивості псевдопружних NiTi дротин під дією циклічного навантаження в режимі контрольованого переміщення досліджено Soul та Yawny [155]. Дротини піддавали циклічному навантаженню в аустенітному стані, за яким слідувало циклічне навантаження в мартенситному стані та навпаки. Вияснено, що послідовність навантаження обмежено впливає на функціональні властивості матеріалу. Однак виявлено певні закономірності зміни залишкової деформації за різної послідовності навантаження. Це спричинено тим, що внаслідок локалізованого характеру перетворення в NiTi сплавах під дією циклічного навантаження трансформується лише частина матеріалу. Така поведінка впливає на локальну функціональність матеріалу, а також може впливати на механічну втому NiTi сплавів під час зворотного фазового перетворення.

Вивчено вплив попереднього циклічного навантаження на втомну поведінку псевдопружних NiTi зразків з надрізом під дією циклічного вигину обертанням [156]. Послідовність навантаження включала обмежену кількість циклів великої амплітуди деформації за якою слідувало навантаження з невеликою амплітудою деформації аж до руйнування зразка. Досліджено два випадки попереднього циклічного навантаження (для 10 циклів) на додачу до сталоамплітудних випробувань. Різниця в цих умовах попереднього циклічного навантаження полягала в переході від високоамплітудної до низькоамплітудної деформації: в одному випадку перехід відбувався від максимальної деформації, тоді як в іншому навпаки – від мінімальної деформації

до максимальної. В обох випадках попереднє циклічне навантаження збільшує втомну довговічність зразків.

Відзначено, що попереднє стиснення знижує опір втомному руйнуванню псевдопружного NiTi сплаву [157]. Попереднє навантаження включало один цикл з більшим значенням деформації (8% і 10%) з подальшим розвантаженням та наступним циклічним навантаженням. Зменшення втомної довговічності пояснюється дією декількох чинників, таких як пластичність, залишкові розтягуючі напруження та утворення мартенситної фази в матеріалі внаслідок попередніх деформацій стиснення.

Експериментально досліджена втомна поведінка псевдопружних NiTi сплавів при навантаженні зі змінною амплітудою за контрольованої деформації [146]. Для аналізу втомної поведінки використано дві моделі втомного руйнування, які ґрунтуються на енергетичних критеріях руйнування. Ефект впливу послідовності навантажень на втому вивчали за двома схемами випробів, що склалися з двох ступенів сталої амплітуди навантаження: низько-високі і високо-низькі. Також застосовували навантаження за змінної амплітуди із сталою швидкістю деформації і випадковими значеннями різних амплітуд деформації та середніх деформацій. Результати випробів аналізували за допомогою двох моделей втоми на основі енергетичного критерію руйнування і показали, що цей підхід належним чином враховує вплив середньої деформації і напруження. Критерій втомного руйнування на основі сумарної енергії деформації  $\Sigma W_t$ , разом із підрахунком циклів за методом дощочу забезпечив також задовільні прогнози втомної довговічності для цього сплаву. Передбачувана довговічність потрапляє в діапазони прогнозування 2,5 для всіх режимів змінної амплітуди навантаження.

На основі аналізу результатів цього дослідження можна зробити наступні висновки. Попереднє циклічне навантаження при вищій амплітуді деформації за розтягування може покращити втомну довговічність псевдопружного сплаву NiTi порівняно з його поведінкою за сталої амплітуди навантаження.

З іншого боку, попереднє циклічне навантаження за меншої амплітуди деформації суттєво не впливає на втомну довговічність сплаву. Більша довговічність, що досягнута після попередньої вищої амплітуди деформації, пояснюється зміною реакції деформації матеріалу та наявністю залишкової деформації, що зменшує максимальне напруження та розміри петлі гістерезису, а отже, і параметр пошкодження. Підхід, оснований на використанні параметру сумарної розсіяної в матеріалі енергії  $\Sigma W_t$  та методу дощу для підрахунку кількості циклів, також дозволяє фіксувати наслідки впливу попереднього навантаження на втомну поведінку псевдопружного NiTi сплаву.

### **1.6 Вплив асиметрії циклу навантаження на швидкість росту втомних тріщин в сплавах з пам'яттю форми**

Для оцінювання довговічності матеріалів і елементів конструкцій із СПФ важливо знати не тільки їх довговічність на стадії накопичення втомних пошкоджень і зародження макротріщини, але і їх живучість, тобто стадію росту втомних тріщин (РВТ).

Зародження втомних тріщин в NiTi сплаві досліджено в багатьох працях, зокрема [158], [159], [160], [161], [162], [163], [123].

Для опису швидкості росту втомних тріщин в традиційних конструкційних сплавах використовують силові, деформаційні і енергетичні критерії руйнування. Запропоновано багато залежностей для опису росту втомних тріщин з урахуванням впливу асиметрії циклу навантаження, огляд яких подано, зокрема в працях [164, 165]. Розвинуто також підходи до моделювання не тільки кінетики росту, а й траєкторії поширення втомної тріщини [166–169].

Огляд результатів дослідження впливу температури, мікроструктури, асиметрії циклу навантаження, середовища, розмірів тріщини, а також різних видів холодної обробки на швидкість росту в NiTi сплавах подано зокрема в [69].

Одним із недоліків псевдопружного NiTi сплаву, є його значно нижчий опір РВТ та найнижчий пороговий коефіцієнт інтенсивності напруження

$\Delta K_{th} \sim 2 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$  порівняно з такими біомедичними металічними сплавами для імплантатів як Ti-6Al-4V та аустенітна нержавка сталь 316 SS [170]. Проте, приведення розмаху КІН до модуля пружності матеріалу ( $\Delta K/E$ ), показує майже однакову порівняно із біомедичними сплавами швидкість РВТ.

Виявлено, що збільшення  $R$  від 0,1 до 0,7 підвищує понад чотири рази швидкість РВТ в псевдопружному аустеніті NiTi сплаву за температури 37 °С ( $A_f = 30$  °С).

Досліджено вплив асиметрії циклу навантаження на швидкість і мікромеханізми РВТ в псевдопружному сплаві Cu-Zn-Al сплаві з пам'яттю форми при позацентровому розтягу компактних зразків [171]. Як і для традиційних матеріалів, швидкість РВТ в Cu-Zn-Al сплаві зростає із підвищенням асиметрії циклу навантаження за однакових значень розмаху КІН, зокрема більш ніж у 5 разів із збільшенням  $R$  від 0,1 до 0,5.

Виявлено, що швидкість РВТ найменша в стабільній (не трансформованій) мікроструктурі, особливо в стабільному аустеніті і найвища в нестабільній (трансформованій) мікроструктурі, зокрема з оборотним перетворенням у мартенсит [172]. Проте діаграми втомного руйнування для NiTi сплаву при  $R < 0,1$  із змішаною фазою (60 °С) і для термічного мартенситу (87 °С) майже співпадають [173].

Експериментально досліджено вплив мікроструктури, температури та псевдопружності на РВТ в сплаві нітинолу 55Ni-45Ti між 120°С та  $\geq 196$  °С [174]. Для мартенситної структури опір втомному росту тріщини посилювався із зменшенням температури, зокрема пороговий КІН  $\Delta K_{th}$  зростає з 3 МПа $\sqrt{\text{м}}$  при –65°С до 5 МПа $\sqrt{\text{м}}$  при –196°С. Найбільша швидкість РВТ в псевдопружному аустеніті порівняно із мартенситом і порівняно із стабільним аустенітом на припороговій ділянці діаграми втомного руйнування.

Швидкість РВТ в СПФ, як і для традиційних металічних сплавів описують залежно від розмаху КІН. Діаграма втомного руйнування загалом складається із двох ділянок: припорогова та середньоамплітудна. Експериментальні дані на середньоамплітудній ділянці, як правило апроксимують відомим рівнянням

Періса. Показник  $n$  рівняння майже не чутливий до зміни коефіцієнта асиметрії циклу навантаження ( $R = 0,1 - 0,7$ ), товщини зразка (1 – 13 мм) та його форми (плоский круглий чи трубчастий) [175].

Вязкість руйнування нітинолу за квазістатичного навантаження має тенденцію до збільшення при переході від термічного мартенситу до псевдопружного аустеніту і може бути описана єдиною залежністю від різниці температур  $\Delta T = (A_f - T_{\text{test}})^\circ\text{C}$  [159].

Беручи до уваги певну кількість робіт присвячених впливу тих чи інших чинників на поширення втомних тріщин в нітинолі, треба зазначити, що в літературі відсутні дані стосовно впливу навантаження змінною амплітудою на швидкість РВТ в СПФ, зокрема NiTi сплаву. Відсутні також праці присвячені моделюванню поширенню тріщин в нітинолі за змінної амплітуди навантаження.

## **2 МЕТОДИКИ ДОСЛІДЖЕННЯ МЕХАНІЧНОЇ ПОВЕДІНКИ, ФУНКЦІОНАЛЬНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ І МЕХАНІЧНОЇ ВТОМИ NiTi СПЛАВУ**

### **2.1 Методика визначення температур фазових перетворень методом сканівної диференціальної калориметрії**

Особливо важливими характеристиками СПФ є температури фазових переходів, оскільки за нижчих температур матеріал знаходиться у мартенситній фазі, а за вищих – в аустенітній. Її визначають, здебільшого, методом термічного аналізу, а саме, диференційною сканівною калориметрією (ДСК) [176, 177]. Для такого аналізу достатньо лише кілька міліграмів матеріалу [178]. Через свою простоту та швидкість досліджень цей метод найпоширеніший. Він полягає у вимірюванні різниці кількості тепла, необхідного для підвищення температури в досліджуваному та еталонному зразках, як функції температури.

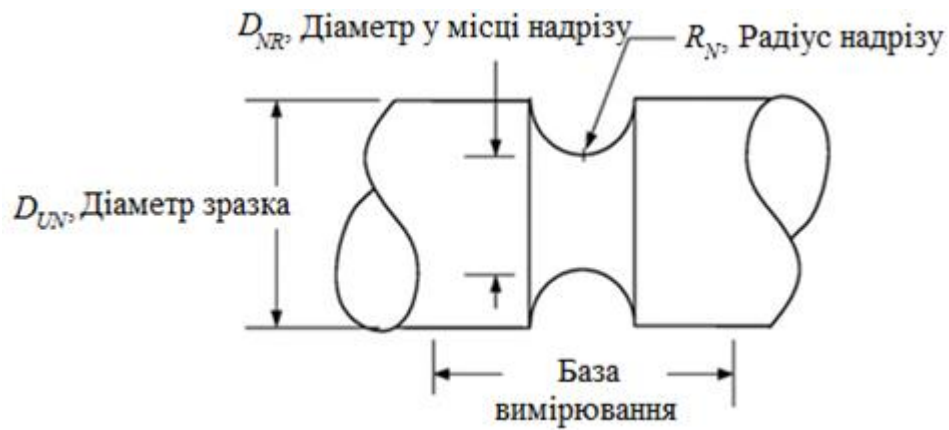
Тому характеристики теплових переходів під час фазових перетворень СПФ досліджували методом ДСК [179, 180] за допомогою диференційного сканівного калориметра DSC Q1000 TAI. Циліндричні зразки діаметром 1 мм, з одною плоскою стороною, вагою 17,2 мг, які були вирізані з прутка  $\varnothing$  8 мм, поміщали на пластину тиглю з  $Al_2O_3$ . Швидкість газового потоку становила 30 мл/хв. Зразки нагрівали та охолоджували від  $-150$  до  $+120^\circ C$  в атмосфері азоту  $N_2$  та гелію  $He_2$  зі швидкістю  $10^\circ C/хв$ . Для підвищення достовірності отримуваних результатів кожен з циклів нагрівання і охолодження повторювали тричі.

### **2.2 Методика дослідження впливу наводнювання на механічну поведінку**

#### **2.2.1 Схема навантаження та конструкція зразка для проведення експериментів**

Для визначення механічних та корозійно-механічних характеристик за одновісного деформування розтягом використовували циліндричний

зразок довжиною 17 мм з «нульовою» довжиною робочої частини – зразок з надрізом у центральній частині радіусом  $\sim 5$  мм і діаметром мінімального січення 4 мм (Рис. 2.1).



а



б

Рис. 2.1. Ескіз (а) та фото (б) зразка з надрізом

За «нульової» довжини некоректно говорити про величину відносної деформації видовження  $\delta$ . Адже деформація починається у мінімальному січенні зразка («нульової» довжини), а зі збільшенням напружень поширюється і на січення більших радіусів – тобто на більшу робочу довжину. Проте коректно визначається відносне звуження  $\psi$ . Також на такому зразку за достатньої чутливості вимірювання прикладеної сили можна визначати напруження початку та завершення структурних перетворень, умовну границю плинності  $\sigma_{0,2}$  та межу міцності  $\sigma_B$ . Тому використання такого зразка дозволяє суттєво

зеконотити матеріальні та фінансові витрати для дослідження механічних та корозійно-механічних властивостей дороговартісних матеріалів.

### 2.2.2 Технічне оснащення експериментів

Випроби на розтяг проводили на установці УМЕ-10Т (Рис. 2.2, Рис. 2.3), додатково оснащєній тензометричними перетворювачами для вимірювання зусилля на зразку та його видовження. За результатами випроб будували діаграми в координатах «напруження  $\sigma$  – видовження  $\Delta l$ ». Зміну зусилля та деформації зразків фіксували в режимі реального часу в пам'яті комп'ютера, використовуючи багатоканальний аналого-цифровий перетворювач АЦП І – 7018.



Рис. 2.2. Установка УМЕ-10Т

З отриманих діаграм розтягу визначали умовну границю плинності  $\sigma_{0,2}$  – напруження, за якого залишкове видовження досягає величини 0,2%. За зусиллям в точці максимального навантаження визначали границю міцності  $\sigma_B$ ,



яка фізично характеризує напруження, за якого відбувається локалізація деформації в мінімальному сеченні зразка.

Зменшення поперечного перерізу зразків внаслідок деформування характеризували величиною  $\psi$  (%), яку визначали як:

$$\psi = (F_k - F_0) 100 / F_0,$$

де  $F_0$  і  $F_k$  – початкова і кінцева площа поперечного перерізу зразків.

Випроби на повітрі проводили за швидкості переміщення траверси 1 мм за год.

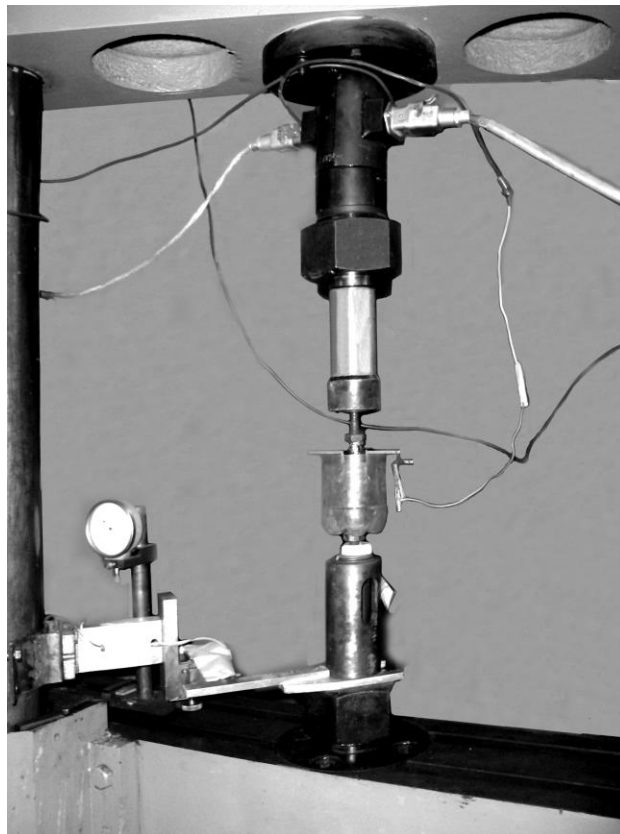


Рис. 2.3. Установка УМЕ-10Т з електрохімічною коміркою

Для визначення опору корозійному розтріскуванню установка УМЕ-10Т додатково оснащена електрохімічною коміркою із оргскла (Рис. 2.3), яку після закріплення зразка заповнювали робочим середовищем.

### 2.2.3 Особливості електрохімічних досліджень

Оскільки досліджуваний сплав експлуатується у наводнювальних фторидмісних середовищах [20–24], то електрохімічні дослідження та попереднє електролітичне наводнювання проводили у електрохімічній комірці із оргскла, який не взаємодіє із цими середовищами.

*Електрохімічні (ЕХ) дослідження* проводили за триелектродною схемою з використанням потенціостату ПИ-50, який забезпечує стабілізацію електродного потенціалу на робочому електроді у діапазоні від +6 В до –6 В. За електрод порівняння слугував насичений хлоридсрібний електрод, а в якості допоміжного електроду – платиновий дріт.

Електрод порівняння зі скляним резервуаром для уникнення розчинення скла у робочому середовищі під'єднали до ЕХ комірки через пластмасовий капіляр Лугіна-Габера, заповнений насиченим розчином хлориду калію.

Перед початком роботи проводи підготовку комірки. Резервуар допоміжного електрода заповнювали насиченим розчином хлориду калію і відразу закривали фторопластовим корком, в якому вмонтовано допоміжний електрод. В резервуарі не повинно бути бульбашок повітря і розчин електроліту повинен вільно перетікати через пористу мембрану. За допомогою шліфа резервуар допоміжного електрода під'єднали до закріпленої в штативі комірки. Потім заповнювали розчином робочого електроліту капіляр Лугіна-Габера, перевіряючи, щоб у ньому не утворювались бульбашки повітря. Капіляр з'єднували з коміркою і опускали в неї електрод порівняння. Заповнювали комірку досліджуваним розчином. Відстань між капіляром Лугіна-Габера і торцем електрода 1÷2 мм. Під'єднали допоміжний та насичений хлорсрібний електроди до потенціостату. Після встановлення стаціонарного потенціалу задавали автоматичну розгортку – катодну чи анодну. Поляризаційні криві отримували шляхом лінійної зміни з постійною швидкістю електродного потенціалу робочого електроду. За робоче середовище для електрохімічних досліджень слугував водний розчин флуоридної кислоти (HF) з рН 5.

*Попереднє електролітичне наводнювання (ПЕН)* проводили з використанням регульованого джерела постійного струму та платиного дроту в якості допоміжного електроду. Робочий електрод РЕ (бокова поверхня зразка на розтяг з ізолюваними різьбами), допоміжний електрод ДЕ (платиновий дріт) поміщали в електрохімічну комірку із оргскла, заливали робоче середовище і підключали РЕ до від'ємного полюсу джерела струму, а ДЕ – до позитивного. За робоче середовище для ПЕН слугував водний розчин флуоридної кислоти (HF) з рН 2.

#### **2.2.4 Підготовка зразка до експерименту**

Для досліджень використовували циліндричний зразок з кільцевим надрізом у центральній частині радіусом  $\sim 5$  мм і діаметром мінімального січення 4 мм (Рис. 2.1). Бокову поверхню кільцевого надрізу полірували з використанням шліфувального паперу та алмазних паст різної зернистості, після чого промивали спиртом з метою усунення жирних плівок на поверхні, які впливають на інтенсивність фізико-хімічної взаємодії металу із середовищем, а потім промивали дистильованою водою.

Використовували циліндричний зразок без надрізу, бокову поверхню якого ізолювали шляхом занурення у розплавлену суміш із сургуча і воску. Торець циліндричного зразка, очищений від покриття і відполірований з використанням шліфувального паперу та алмазних паст різної зернистості, слугував робочим електродом для електрохімічних експериментів.

Перед експериментом торець циліндричного зразка спочатку промивали спиртом з метою усунення жирних плівок на поверхні, які впливають на інтенсивність електрохімічної взаємодії металу із середовищем, а потім промивали дистильованою водою.

Характеристики міцності ( $\sigma_{0,2}$ ,  $\sigma_B$ ) та пластичності ( $\psi$ ) NiTi сплаву, напруження старту та закінчення структурних перетворень, а також показник опору водневому окрихченню ( $\psi_H$ ) визначали за механічного навантаження із

швидкістю переміщення тримача 1 мм/год, а показник опору корозійному розтріскуванню ( $\psi_{\text{КР}}$ ) – 1 мкм/год.

### 2.2.5 Вибір умов впливу корозивного середовища

Для визначення впливу абсорбованого водню на напруження старту та закінчення структурних перетворень дослідженого сплаву, а також показника опору водневому окрихченню ( $\psi_{\text{Н}}$ ) попереднє електролітичне наводнювання проводили у водному розчині флуоридної кислоти (HF) з рН 2. А для визначення електрохімічних властивостей досліджуваного сплаву та показника його опору корозійному розтріскуванню ( $\psi_{\text{КР}}$ ) експерименти проводили у водному розчині флуоридної кислоти (HF) з рН 5.

### 2.2.6 Апробація розробленої методики

За кімнатної температури структурне перетворення вихідного аустеніту у мартенсит у ненаводненому сплаві починається за напружень 500 МПа, а його руйнування спостерігається за досягнення напруження 800 МПа.

Випробувано зразок запропонованої конструкції з метою оцінити схильність досліджуваного сплаву до водневого окрихчення. Зразок попередньо електролітично наводнювали у водному розчині флуоридної кислоти (HF) з рН 2 за густини струму 50 мА/см<sup>2</sup> впродовж 65 год. Такий «жорсткий» режим наводнювання вибрали з огляду на дуже низьку швидкість дифузії водню у NiTi сплавах.

Зразок після електролітичного наводнювання навантажували на повітрі за швидкості переміщення затискача 1 мм/год (Рис. 2.4).

З отриманої кривої навантаження слідує, що після такого «жорсткого» режиму наводнювання на лінійній пружній ділянці не спостерігається псевдопружного структурного перетворення вихідного аустеніту у мартенсит, руйнування відбулося за досягнення напруження 646 МПа, що суттєво нижче ніж для вихідної не наводненої структури (приблизно 800 МПа).

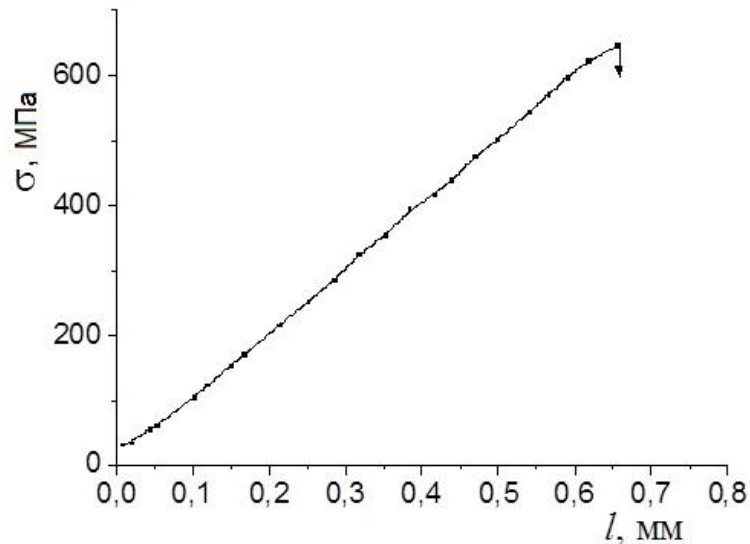


Рис. 2.4. Крива навантаження розтягом нікелетитанового сплаву після попереднього електролітичного наводнювання

Отже, абсорбований нікелетитановим сплавом водень після такого «жорсткого» режиму наводнювання може, з одного боку, подавити у ньому структурне перетворення вихідного аустеніту у мартенсит, а з іншого, зумовлює дуже низький опір водневому окрихченню.

### 2.3 Методика механічних випробувань за одновісного квазістатичного і циклічного навантаження за сталої амплітуди

Характеристики механічних властивостей і вплив циклічного навантаження досліджували при температурі 0 °С та 20 °С, які є вищими від температури завершення мартенситно-аустенітного переходу  $A_f = -38,7$  °С (табл. 3.2). Характеристики механічних властивостей визначали відповідно до стандарту [181].

Випробовування проводили за одновісного розтягу циліндричних зразків діаметром 4 мм і довжиною робочої ділянки 12,5 мм, які були вирізані з прутка  $\varnothing$  8 мм (Рис. 2.5 а) на сервогідравлічній машині СТМ-100 з автоматизованим управлінням і системою відбору даних [182].

Випробування при температурі 0°C проводили в камері, заповненій льодом і талою водою (Рис. 2.5 б, в). Це забезпечувало сталу температуру 0 °С, яку вимірювали хромель–алюмелевою термопарою, що кріпилася на зразку з похибкою не більше 0,5 °С. Випробування при температурі 20 °С проводили на повітрі.

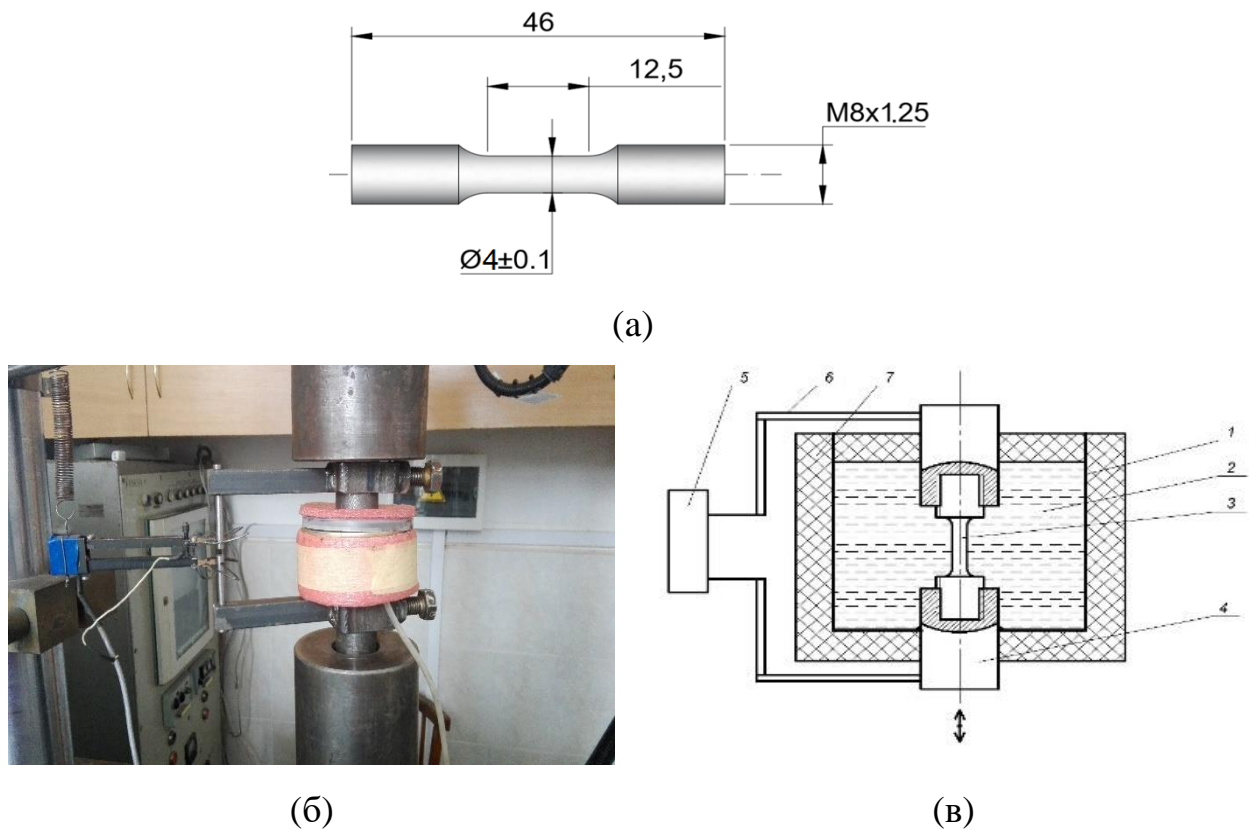


Рис. 2.5. Зразок для випробувань (а), камера для охолодження зразка з екстензометром встановлена на випробувальній машині СТМ-100 (б) і схема випробування зразка (в): 1 – металева камера; 2 – лід та тала вода; 3 – зразок; 4 – захвати; 5 – екстензометр; 6 – перехідники; 7 – ізоляційний матеріал

Під час випробування записували поточні значення зусилля, переміщення штока і поздовжню деформацію робочої ділянки зразка з базою вимірювання 12 мм. Поздовжню деформацію вимірювали екстензометром моделі Ві-06-308 виробництва BISS, максимальна похибка не перевищувала 0,1%. Переміщення штока визначали за допомогою індуктивного датчика Ві-02-313 з похибкою, що не перевищувала 0,1%.

Випробування проводили при коефіцієнті асиметрії циклу навантаження  $R_{\sigma} = \sigma_{\min}/\sigma_{\max} = 0$  та  $R_{\sigma} = 0,5$  (тут  $\sigma_{\min}$  і  $\sigma_{\max}$  – найменше і найбільше напруження) з частотою 0,5 Гц і синусоїдальною формою циклу.

Випробування при  $R_{\sigma} = 0$  проведено за сталого максимального переміщення штока. У цьому випадку максимальне напруження, крім перших двадцяти циклів навантаження, залишалось постійним [183]. Випробування при  $R_{\sigma} = 0,5$  проведено за сталого розмаху напружень, тому значення максимальних та мінімальних напружень залишалися постійними під час випробувань.

## 2.4 Методика механічних випробувань за одновісного циклічного навантаження змінної амплітуди

Вплив двоступінчастого циклічного навантаження на функціональні властивості сплаву досліджували при температурі 0 °С за одновісного розтягу циліндричних зразків діаметром 4 мм і довжиною робочої ділянки 12,5 мм (Рис. 2.5 а). Зразки випробовували на сервогідролічній машині СТМ-100 [182] з керуванням за напруженням з частотою навантаження 0,5 Гц і синусоїдальною формою циклу. Випроби проводили при блочному двоступінчастому навантаженні (Рис. 2.6). Максимальне і мінімальне навантаження збільшували прямолінійно в межах кожної ступені і стрибкоподібно через кожні 50 циклів навантаження. Проводили дві серії випробувань. В одній серії коефіцієнт асиметрії циклу навантаження склав  $R_{\sigma} = \sigma_{\min}/\sigma_{\max} = 0,09 - 0,13$  в іншій –  $R_{\sigma} = 0,33 - 0,51$ . Значення параметрів циклічного навантаження зразків подано в таблиці 2.1. Позначення параметрів навантаження:  $\sigma_{\min s}^I, \sigma_{\max s}^I, \sigma_{\min f}^I, \sigma_{\max f}^I$  – відповідно найменші і найбільші значення напруження першого і останнього циклу I-ї ступені навантаження;  $\sigma_{\min s}^{II}, \sigma_{\max s}^{II}, \sigma_{\min f}^{II}, \sigma_{\max f}^{II}$  – відповідно найменші і найбільші значення напруження першого і останнього циклу II-ї ступені навантаження (Рис. 2.6).

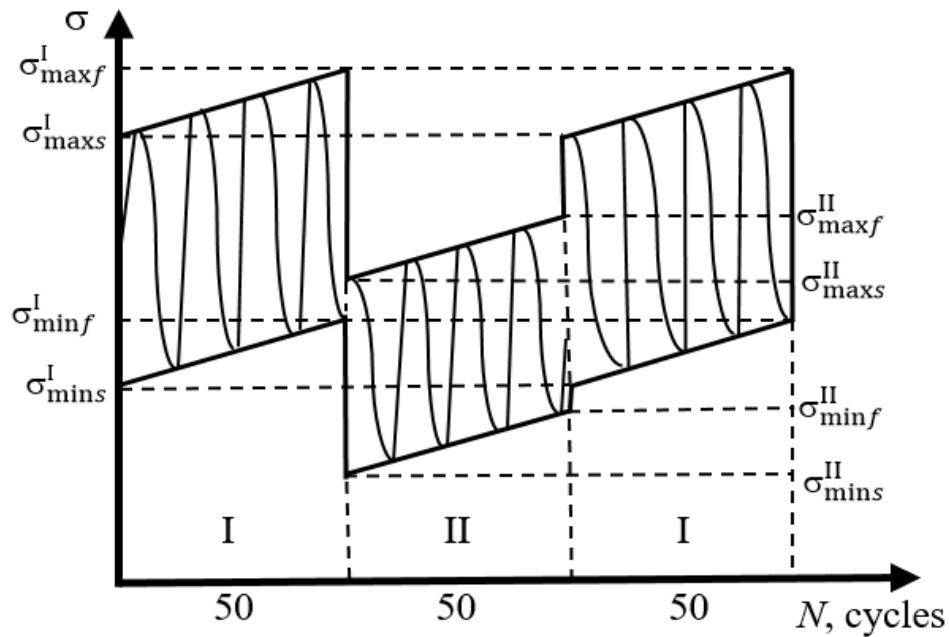


Рис. 2.6. Спектр блочного навантаження

Вибраний вид навантаження обраний з огляду на його подібність до навантаження, якому піддаються кардіоваскулярні стенти в організмі людини під час зміни фізичних навантажень [68, 184], елементи конструкції мостів при зміні трафіку, тощо. З іншого боку це дає змогу дослідити вплив послідовності навантаження на функціональну втому СПФ, що важливо для фізичного обґрунтування і побудови моделей втомного руйнування СПФ за змінної амплітуди навантаження.

Під час випробування записували поточні значення зусилля, переміщення штока і поздовжню деформацію робочої ділянки зразка з базою вимірювання 12 мм. Поздовжню деформацію вимірювали екстензометром моделі Ві-06-308 виробництва BISS, максимальна похибка не перевищувала 0,1%. Переміщення штока визначали за допомогою індуктивного датчика Ві-02-313 з похибкою, що не перевищувала 0,1%. Випробування проводили в камері, заповненій льодом і талою водою. Це забезпечувало сталу температуру 0°C, яку вимірювали хромель – алюмелевою термопарою, що кріпилася на зразку з похибкою не більше 0,5°C..



Таблиця 2.1

## Значення параметрів циклічного навантаження зразків (Рис. 2.6)

№ зразка	Ступень навантаження	$R_{\sigma} = \sigma_{\min}/\sigma_{\max}$	$\sigma_{\min s}$	$\sigma_{\min f}$	$\sigma_{\max s}$	$\sigma_{\max f}$	$\Delta\sigma_s$	$\Delta\sigma_f$	$N_i$ , ЦИКЛИ
			МПа						
LHV-0.1	I	0,09–0,10	50	58	530	580	480	522	50
	II	0,10–0,13	55	47	430	470	375	423	50
LHV-0.3	I	0,33–0,43	245	216	572	650	327	434	50
	II	0,49–0,51	220	280	450	550	230	270	50

### 2.5 Методика випробувань на циклічну тріщиностійкість за одновісного навантаження

Швидкість росту втомної тріщини досліджували за одновісного розтягу циліндричних зразків діаметром 8 мм з прямим надрізом перпендикулярним до осі зразка глибиною 0,6 мм (Рис. 2.7) [185]. Частота навантаження складала 25 Гц, коефіцієнт асиметрії циклу навантаження  $R = K_{\min}/K_{\max} = 0,22$  (тут  $K_{\min}$ ,  $K_{\max}$  – найменший і найбільший коефіцієнт інтенсивності напруження).

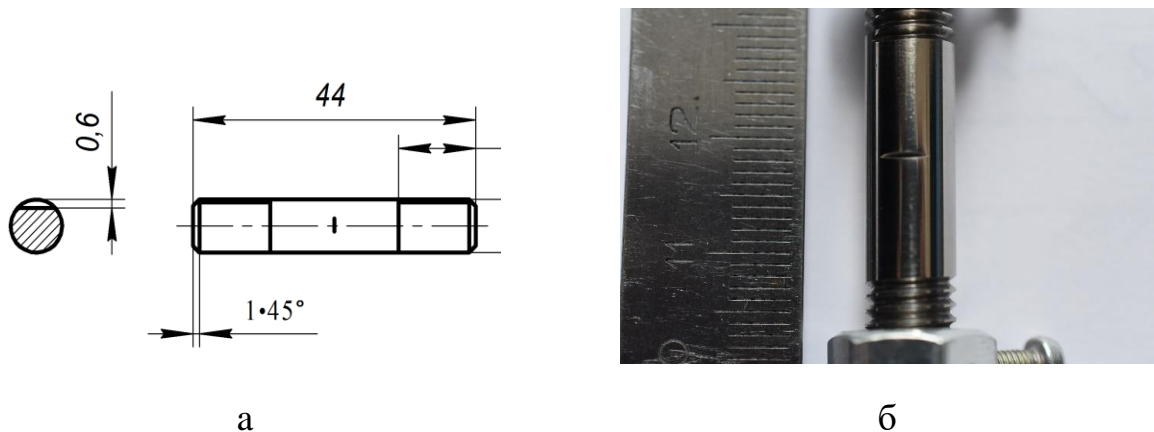


Рис. 2.7. Креслення (а) та фото (б) зразка для випробувань

Для зменшення навантаження, початкові тріщини в циліндричному зразку вирощували за трьохточковою вигину, який орієнтували таким чином, щоби вісь симетрії надрізу співпадала з лінією дії сили, в зоні максимальних напружень розтягу (Рис. 2.8).

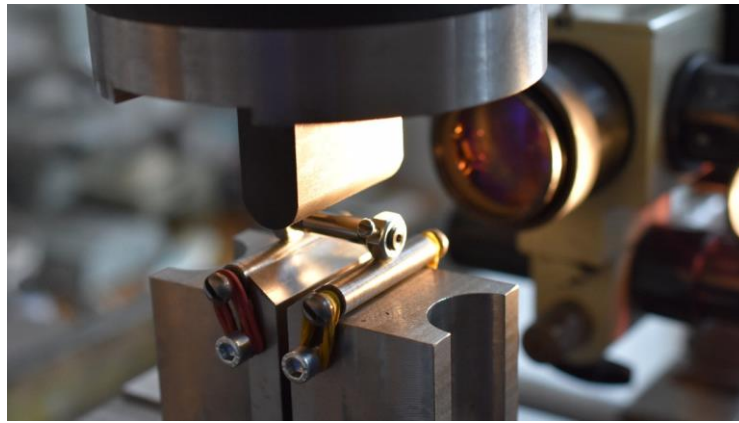


Рис. 2.8. Фото зразка з наладкою для випробування 3-ох точковим вигином

Для запобігання пошкодження різі, а також запобігання повертання зразка під час циклічного навантаження, з обох торців зразка нагвинчували гайки, які фіксувалися з допомогою гвинтів. Тріщину вирощували за коефіцієнту асиметрії циклу навантаження  $R = 0,22$  при частоті навантаження 25 Гц. Вирощування тріщини, а також дослідження швидкості її росту проводили на електрогідравлічній випробувальній машині СТМ 100. Спостереження за тріщиною, а також її приріст визначали за допомогою бінокулярного мікроскопу типу МБС – 2, з точністю до 0,014 мм. Для різних зразків форма тріщини змінювалася від прямої (Рис. 2.9 а) до півеліптичної (Рис. 2.9 б).

Розмах коефіцієнта інтенсивності напружень для поверхневої півеліптичної тріщини за одновісного розтягу (Рис. 2.9 б) визначали за формулою

$$\Delta K = \Delta\sigma\sqrt{\pi s} \cdot F_I, \quad (2.1)$$

де  $\Delta\sigma = \sigma_{\max} - \sigma_{\min}$  – розмах напруження,  $\sigma_{\min}$ ,  $\sigma_{\max}$  – найменше і найбільше значення напруження;  $2s$  – довжина тріщини на поверхні в коловому напрямку;  $F_I$  – поправкова функція, яку визначали апроксимацією чисельних результатів, отриманих методом скінчених елементів [186] для діапазону  $0,1 < b/2r < 0,5$ ;  $b$  – глибина тріщини.

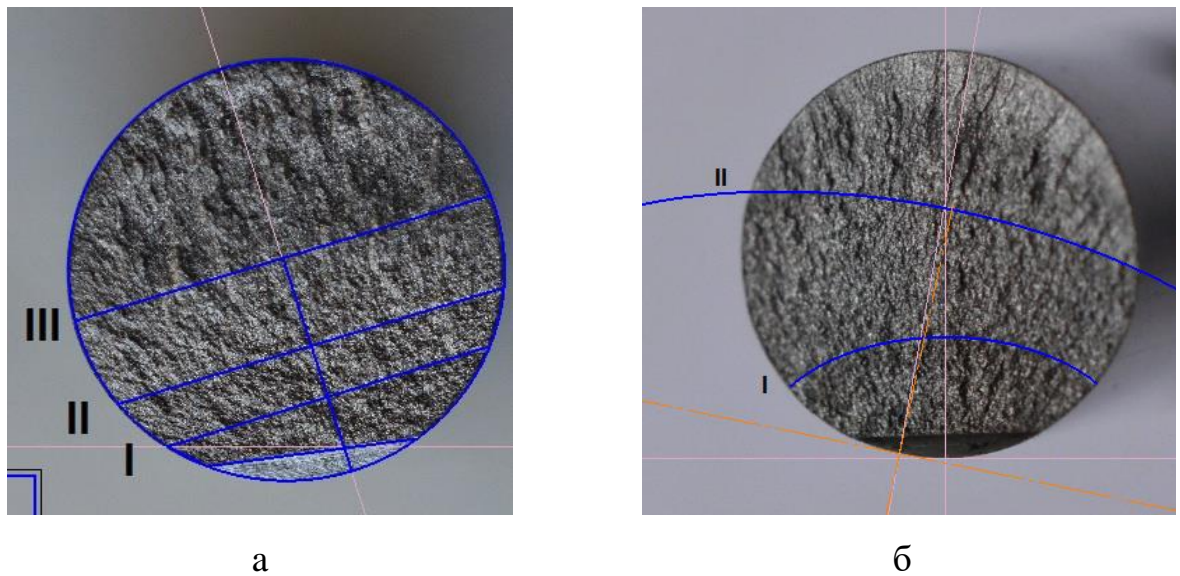


Рис. 2.9. Злами зразків, випробуваних на циклічну тріщиностійкість з прямим фронтом тріщини – а і з півеліптичним – б. I – фронт початкової втомної (залікової) тріщини; II – фронт кінцевої втомної тріщини (долом)

Коефіцієнт інтенсивності напружень для поверхневої прямої тріщини (Рис. 2.9 а) за одновісного розтягу визначали за формулою [187]

$$K = Y_m \sigma \sqrt{\pi b} = 4Y_m P / (\pi d^2) \sqrt{\pi b}, \quad (2.2)$$

де  $Y_m$  – поправкова функція;  $b$  – глибина тріщини;  $r$  – радіус робочої ділянки зразка;  $\Delta P$  – розмах прикладеної сили.

$$Y_m = 0,926 - 1,771(b/2r) + 26,421(b/2r)^2 - 78,481(b/2r)^3 + 87,911(b/2r)^4. \quad (2.3)$$

При вирощуванні втомної тріщини розмах коефіцієнта інтенсивності напружень для поверхневої тріщини з прямим фронтом за трьохточкового вигину (Рис. 2.10) визначали за формулою [187]

$$\Delta K = Y_b \Delta \sigma \sqrt{\pi b} = 8Y_b \Delta P L / (\pi d^3) \sqrt{\pi b}, \quad (2.4)$$

де  $L$  – відстань між точками опор.

$$Y_b = 1,04 - 3,64(b/2r) + 16,86(b/2r)^2 - 32,59(b/2r)^3 + 28,41(b/2r)^4$$

Формули (2.3) і (2.4) справедливі для  $0,0625 < b/2r < 0,625$ .

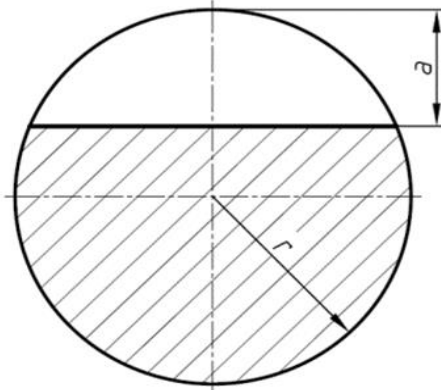


Рис. 2.10. Прямий фронт тріщини в стержні

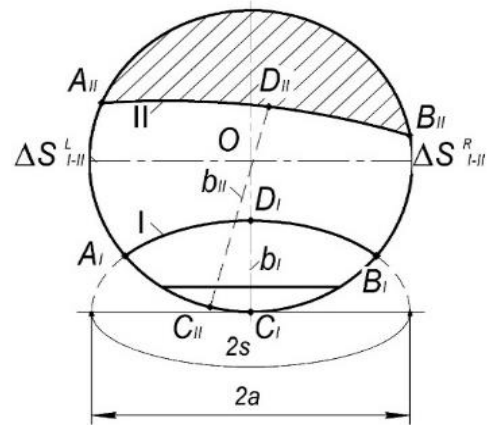


Рис. 2.11. Обчислення поправки на форму фронту поверхневої півеліптичної тріщини

Позначимо приріст тріщини на поверхні справа  $\Delta s_i^n$ , зліва –  $\Delta s_i^n$ . Тоді, довжину тріщини в коловому напрямку в діапазоні ( $2s_I \leq 2s_i \leq 2s_{II}$ ) можна обчислити за формулою  $2s_i = 2s_{i-1} + \Delta s_i^n + \Delta s_i^n$ .

Під час випробувань тріщина вздовж фронту росте нерівномірно, тому буде змінюватися відношення осей півеліпса, а також поворот фронту тріщини відносно початкового положення. Враховуючи, що під час випробувань спостерігали і вимірювали прирости однієї з вершин тріщини, зокрема справа (Рис. 2.11), після руйнування за зломом зразка, з урахуванням форми фронту початкової I та кінцевої II тріщини визначали поправку на її приріст  $\Delta 2s$ .

$$2s_i = 2s_{i-1} + \Delta s_i^n (1 + k), \quad (2.5)$$

де  $k = \Delta s_{I-II}^n / \Delta s_{I-II}^n$ .

Приріст тріщини визначали наступним чином

$$\Delta 2s_i = 2s_i - 2s_{i-1}. \quad (2.6)$$

Глибину тріщини  $b$  обчислювали за формулою

$$b_i = b_{i-1} + p \cdot \Delta s_i, \quad (2.7)$$

$$p = (b_{II} - b_I) / (s_{II} - s_I). \quad (2.8)$$

Відношення довжини осей півеліптичної тріщини обчислювали за формулою

$$(b/a)_i = (b/a)_{i-1} + q \cdot \Delta b_i, \quad (2.9)$$

$$q = [(b/a)_{II} - (b/a)_I] / (b_{II} - b_I). \quad (2.10)$$

## **2.6 Методика електронномікроскопічних досліджень механізмів деформування і руйнування**

Фрактографічні особливості руйнування зразків досліджували на сканівному електронному мікроскопі Hitachi S-2600N та EVO-40XVP [188] із можливістю роботи у режимах високого вакууму, низького вакууму та наднизького вакууму в комплекті з:

- повністю безмасляною системою відкачки вакууму на базі форвакуумної помпи та турбомолекулярної помпи високої продуктивності без масляних ущільнень і підшипників. Швидкість відкачки камери на стандартному зразку – 3 хвилини;
- електронно-оптичною колоною для вольфрамового катоду;
- детекторами: вторинних електронів Эвернхарта-Торнлі (SE); 4-ох сегментним детектором відбитих електронів (BSD) з кріпленням на полюсному наконечнику (не потребує настройки та юстировки, не скорочує

робочу відстань мікроскопу і постійно готовий до роботи, не займає окремого порту в камері мікроскопу); вторинних електронів для низького вакууму (VPSE); детектором поглинутого струму; інфрачервоною камерою для спостереження за положенням зразка у камері мікроскопу;

- робочою камерою розміром 365x220 мм;
- столиком із повною моторизацією по 5-ти осях з точністю переміщення і повторюваністю позиції 1.5 мкм;
- програмним забезпеченням SmartSEM;
- комп'ютером. із системою спектрального мікроаналізу INCA Energy 350 [188].

Також мікроскоп обладнаний Енергодисперсійним рентгенівським спектрометром INCA ENERGY 350 в комплекті з:

- літійовим детектором площею 10 мм<sup>2</sup>, що забезпечує роздільну здатність 133 еВ, чутливість визначення домішки 0,01%, локальність аналізу від 1 мкм на стандартних взірцях та до 0,1 мкм на плівках;
- посудиною Дюара на 7,5 літра для охолодження детектора рідким азотом;
- мікроаналітичним процесором INCA X-stream;
- системою захоплення відеозображення Microscope Image Capture System (MICS);
- комп'ютером;
- програмним забезпеченням Inca Energy з:
  - опцією якісного аналізу в діапазоні від берилію до плутонію;
  - опцією кількісного аналізу в діапазоні від бору до плутонію;
  - автоматичним маркуванням піків;
  - автоматичним та ручним масштабуванням спектрів;
  - шести режимами отримання спектрів;
  - реконструкцією спектрів;
  - порівнянням спектрів.

Проаналізовано злами зразків із сплаву  $\text{Ni}_{55,8}\text{Ti}_{44}$  у вихідному стані при статичному і циклічному навантаженнях та після різних режимів попереднього електролітичного наводнювання після їх остаточного руйнування за температури  $0\text{ }^{\circ}\text{C}$  та  $20\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

## **2.7 Методики аналізу довговічності і залишкової довговічності елементів конструкцій**

Статистичні характеристики властивостей матеріалу, параметрів прикладених навантажень, геометрії конструкції, розмірів тріщини та значущість їх розкиду. Найбільш суттєвою особливістю будови будь-якого технічного матеріалу є неоднорідність фізико-механічних властивостей його локальних об'ємів. Це призводить до різноманітних ефектів, у тому числі до неконтрольованого розсіяння (розкиду) характеристик механічних властивостей матеріалу. Оскільки вони є випадковими величинами, то для опису їх розкиду застосовують методи теорії ймовірності і математичної статистики.

Вивчення надійності конструкцій і розкиду даних по руйнуванню було започатковано в роботах в роботах Freudenthal [189] і Weibull [190].

У втомному аналізі зустрічається невизначеність у трьох основних групах даних: експлуатаційних навантажень; втомних властивостей матеріалу та локальної геометрії конструкційного елемента [191]. Ці дані залежать від методології і можуть бути виражені одним набором кривих (або математичними виразами), які представляють як властивості матеріалу, так і геометрію.

*Експлуатаційне навантаження.* У багатьох практичних випадках навантаження є зазвичай процесом із змінною амплітудою, яка залежить від умов експлуатації, природи експлуатаційних завдань та навичок і кваліфікації оператора. Експлуатаційне навантаження є випадковою змінною, а не однією фіксованою величиною, оскільки важко врахувати всі можливі умови експлуатації машини чи структури. Доступні дані, котрі стосуються

навантажень, зазвичай обмежені і розкид, котрий може виникнути в умовах експлуатації, слід враховувати при імовірнісних оцінках довговічності.

Експлуатаційне навантаження формально можна визначити лише у певних випадках, котрі рекомендуються спеціальними методичними вказівками чи стандартами. Зазвичай навантаження задається у формі спектру навантажень чи історій навантажень. Стандартне навантаження повинне бути масштабоване для поточного об'єкту із застосуванням параметру масштабування, для прикладу, можна використати максимальний розмах напружень. Такий підхід потребує аналізу навантажень для попередньо заданих типових навантажень.

Одним із способів врахування потенційної невизначеності експлуатаційного навантаження є припущення, що параметр масштабування – це випадкова змінна. У випадку історії навантаження, отриманої із експлуатації, середня величина параметра масштабування приймається рівною одиниці. Параметр масштабування зазвичай приймають розподіленим нормально і його розкид, котрий описується коефіцієнтом варіації (КВ), знаходиться у межах 0,05–0,10 [192].

*Механічні властивості.* Три типи випадковості враховуються для оцінки втомної довговічності: у межах зразка; від зразка до зразка; від серії до серії [193]. Випадковість у межах зразка можна спостерігати для швидкості РВТ. Більшість втомних властивостей матеріалу показують випадковість тільки останніх двох типів, котра спостерігається у лабораторних випробуваннях за однакових умов навантаження і середовища. Це є результатом недосконалостей і відмінностей, які зустрічаються у межах прийнятних допусків процесу виробництва. Статистичні параметри, які описують втомні властивості отримують із статистичного аналізу результатів експериментів.

Сталу  $C$  рівняння Періса (5.1) описують логарифмічно-нормальним розподілом. Розкид параметру  $C$  рівняння Періса (5.1) малий, якщо отриманий для одного зразка (КВ = 0,1), однак, коли ДВР базується на даних, отриманих на декількох зразках, розкид параметра  $C$  може зростати (КВ = 0,2). У цьому



випадку параметр  $C$  також можна трактувати залежним від експоненти  $n$ , яка в свою чергу характеризується нормальним розподілом із КВ 0,05-0,1 [194].

*Геометрія компоненти і геометрія тріщини.* Геометричні властивості структурних компонент є результатом як проектування, так і процесу виготовлення. Геометрична форма та розмірності (діаметри, ширина, товщина пластини) так само, як параметри, що описують локальну геометрію (радіус вершини надрізу, кути) описані на різних стадіях процесу виготовлення. Ці параметри отримують із певною точністю. Їх можна трактувати як однозначні величини, так і присвоювати їм певні допустимі рівні. Насправді, в обох випадках маємо справу із випадковими змінними. Таким чином, розкид загальних та локальних геометричних параметрів структурних компонент відображає якість процесу виготовлення.

Для статистичного опису початкового розміру тріщини використовують декілька різних статистичних розподілів [195].

Середня величина початкової довжини (глибини) тріщини залежить від якості матеріалу і елемента конструкції і змінюється від 0,005 мм для лопаток турбін [196] до 5,0 мм для зварних мостових конструкцій [197]. Розкид початкової довжини тріщини є значним із КВ = 0,2 – 1,0 [195].

Для опису закономірностей розкиду випадкових величин для оцінки міцності і довговічності елементів конструкцій застосовували функції розподілу, подані у табл. 2.2.

Класична концепція допустимого пошкодження може бути застосована, якщо критичний розмір тріщини є достатньо великим для надійного виявлення неруйнівним контролем і якщо проміжок часу між ними є достатній для виявлення, а ймовірне руйнування є достатньо значним для впровадження міжремонтних інспекцій. Якщо ці умови не дають шляхів альтернативних допустимому пошкодженню, можуть бути реалізовані випробування перевантаженням або періодичні усунення тріщин.

**Таблиця 2.2**  
**Функції розподілу**

Тип розподілу	Параметри розподілу	Функція густини розподілу	Формула
1	2	3	4
Log-Pearson 3	$\alpha$ = неперервний параметр ( $\alpha > 0$ ) $\beta$ = неперервний параметр ( $\beta \neq 0$ ); $\gamma$ = неперервний параметр.	$f(x) = \frac{1}{x \beta \Gamma(\alpha)} \left(\frac{\ln(x) - \gamma}{\beta}\right)^{\alpha-1} \exp\left(-\frac{\ln(x) - \gamma}{\beta}\right)$	(2.11)
Error	$k$ = неперервний коефіцієнт форми; $\sigma$ = неперервний коефіцієнт масштабу; $\mu$ = неперервний коефіцієнт зсуву.	$f(x) = c_1 \sigma^{-1} \exp(- c_0 z ^k)$ $c_0 = \left(\frac{\Gamma(3/k)}{\Gamma(1/k)}\right)^{1/2} \quad c_1 = \frac{k c_0}{2\Gamma(1/k)}$ $z \equiv \frac{x - \mu}{\sigma}$	(2.12)
Johnson SB	$\gamma, \delta$ = неперервні коефіцієнти форми; $\lambda$ = неперервний коефіцієнт масштабу; $\mu$ = неперервний коефіцієнт зсуву.	$f(x) = \frac{\delta}{\lambda \sqrt{2\pi} z(1-z)} \exp\left(-\frac{1}{2}\left(\gamma + \delta \ln\left(\frac{z}{1-z}\right)\right)^2\right)$	(2.13)

1	2	3	4
Inverse Gaussian	$\lambda =$ неперервний параметр ( $\lambda > 0$ ); $\mu =$ неперервний параметр ( $\mu > 0$ ).	$f(x) = \sqrt{\frac{\lambda}{2\pi(x-\gamma)^3}} \exp\left(-\frac{\lambda(x-\gamma-\mu)^2}{2\mu^2(x-\gamma)}\right)$	(2.14)
Generalized Extreme Value	$k =$ неперервний коефіцієнт форми; $\sigma =$ неперервний коефіцієнт масштабу ( $\sigma > 0$ ); $\mu =$ неперервний коефіцієнт зсуву.	$f(x) = \begin{cases} \frac{1}{\sigma} \exp(-(1+kz)^{-1/k})(1+kz)^{-1-1/k} & k \neq 0 \\ \frac{1}{\sigma} \exp(-z - \exp(-z)) & k = 0 \end{cases}$	(2.15)

Логарифмічно-нормальна чи експоненціальна функції розподілів досить добре описують різні експериментальні дані.

**Методика перевірки гіпотези про закони розподілу.** Більшість статистичних методів вимагають наявності певної функції розподілу. Проте, коли припущення помилкове, тоді отримані результати можуть бути недійсними.

*Статистичне підґрунтя.* Критерії на перевірку гіпотези про закони розподілу базуються на одному з двох елементів: функції розподілу або н густині розподілу. Критерій  $\chi$ -квадрат базується на густині розподілу. Критерії Андерсона-Дарлінга (А-Д) і Колмогорова-Смірнова використовують функцію розподілу і, таким чином, вони належать до класу критерії відстані.

Для проведення статистичних досліджень вибрано критерій А-Д, оскільки цей критерій є серед найкращих критеріїв відстані для малих вибірок та різні статистичні пакети є доступними для А-Д критерію.

Для реалізації критерію застосовували наступну послідовність дій.

1. Робили припущення щодо типу розподілу (наприклад, вибирають розподіл Вейбулла).

2. Оцінювали параметри розподілу, користуючись наявними даними. Такий процес приводить до гіпотези про тип розподілу, яку також називають нульовою гіпотезою ( $H_0$ ).

3. Перевіряли функцію розподілу із використанням даних вибірки.

А-Д критерій використовується для перевірки гіпотези про те, що дані вибірки отримані із генеральної сукупності із певним типом розподілу. Це є модифікація критерію Колмогорова – Смірнова (К-С), яка надає більше ваги «хвостам» розподілу, аніж це робить критерій К-С. Критерій К-С не залежить від розподілу в тому сенсі, що критичні значення не залежать від конкретного розподілу, гіпотеза про який перевіряється. У А-Д критерії для конкретного розподілу обчислюються свої критичне значення. Перевагою цього є можливість більш чутливого тестування, а недоліком той факт, що критичні значення потрібно обчислювати для кожного розподілу.

Критерій А-Д є альтернативою критеріям  $\chi^2$  та К-С.

Статистичне значення А-Д критерію визначається за формулою

$$AD = -M - \sum_{i=1}^M \frac{2i-1}{M} \{ \ln( F_0[z_{(i)}] ) + \ln(1 - F_0[z_{(M-i+1)}] ) \} \quad (2.16)$$

де  $F_0$  – функція розподілу, що перевіряється, із відповідними параметрами;  $z_{(i)}$  –  $i$ -те сортоване, стандартизоване значення вибірки;  $M$  – кількість елементів вибірки. Зокрема, для нормального розподілу стандартизація здійснюється наступним чином

$$z_{(i)} = \frac{x_{(i)} - \mu}{\sigma} \quad (2.17)$$

Гіпотеза щодо розподілу із вказаними параметрами відкидається при певному рівні значущості  $\alpha$  (зазвичай  $\alpha = 0,05$ ) для вибірки розміру  $M$ , якщо статистичне значення А-Д критерію  $AD$  більше, аніж критичне значення ( $CVD$ ), тобто  $AD > CVD$ . Критичні значення також залежать від рівня значущості  $\alpha$ .

Розроблено відповідне програмне забезпечення, яке дає змогу по наявній вибірці для заданого типу розподілу отримати параметри розподілу, користуючись одним із трьох методів: методом максимуму правдоподібності, методом моментів та нелінійним методом найменших квадратів (методом Левенберга-Марквардта). Також існує можливість перевірити гіпотезу про те, що вибірка належить генеральній сукупності, яка описується законом розподілу із знайденими параметрами, ґрунтуючись на А-Д критерії.

### 3 ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ТЕМПЕРАТУРИ ТА ВОДНЮ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ NiTi СПЛАВУ

#### 3.1 Досліджуваний матеріал

Досліджували псевдопружний NiTi сплав у вигляді прутка діаметром 8 мм поставлений компанією Wuxi Xin Xin glai Steel Trade Co., LTD.

Хімічний склад сплаву, заявлений у сертифікаті подано у табл. 3.1.

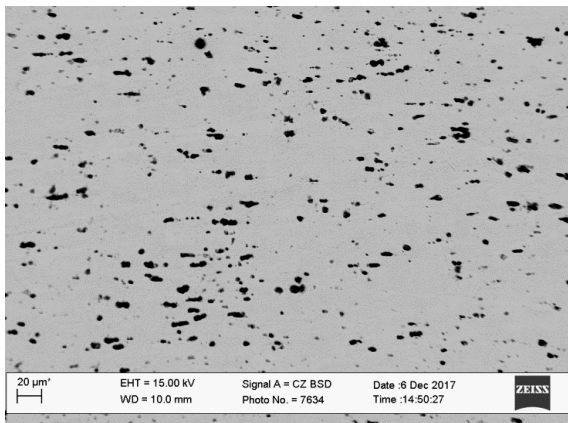
**Таблиця 3.1**

**Хімічний склад нітинолу (мас. %) заявлені в сертифікаті на постачання**

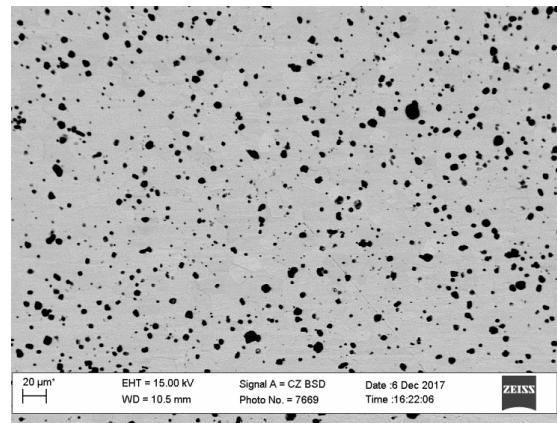
Ni	Co	Cu	Cr	Fe	Nb	C	H	O	N	Ti
55,78	0,005	0,005	0,005	0,012	0,005	0,032	0,001	0,040	0,001	решта

#### 3.2 Мікроструктура нітинолу (сплав Ni<sub>55,8</sub>Ti<sub>44,2</sub>)

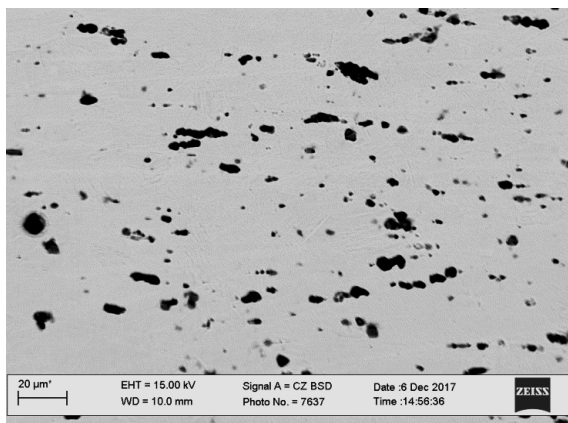
Для металографічних досліджень сплаву з пам'яттю форми використано сканівний електронний мікроскоп EVO-40XVP із системою мікрорентгенівського спектрального аналізу INCA Energy 350. Для витравлювання мікроструктурних складових використано травник, до складу якого входили: 2,5 мл HF + 2,5 мл HNO<sub>3</sub> + 45 мл дистильованої води. Травлення здійснено шляхом багаторазового чергування травлення з переполіруванням. Мікроструктуру сплаву з пам'яттю форми дослідили на трьох шліфах. Перший з них дав уявлення про структуру у поздовжньому (Рис. 3.1 а, в; Рис. 3.2 а, в), а другий у поперечному (Рис. 3.1 б, г; Рис. 3.2 б, г; Рис. 3.3 а, в, д та Рис. 3.4 а, в, д) перерізах на ділянці різьбової ділянки зразка, де під час його випроб на розтяг не відбувалася пластична деформація. Третій проаналізований шліф, був поперечним і його поверхня розташовувалася на віддалі ~1 мм від поверхні зламу зразка (Рис. 3.4 б, г, е; Рис. 3.4 г, е та Рис. 3.5).



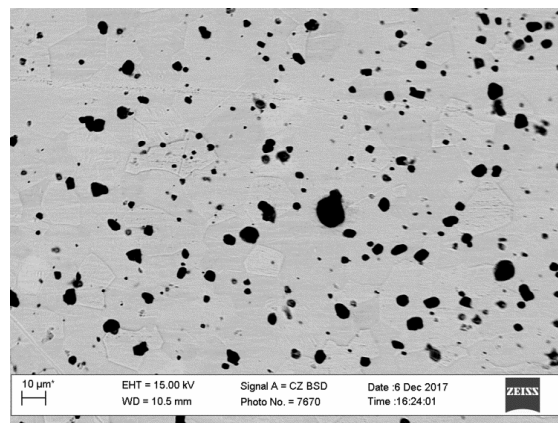
а



б



в

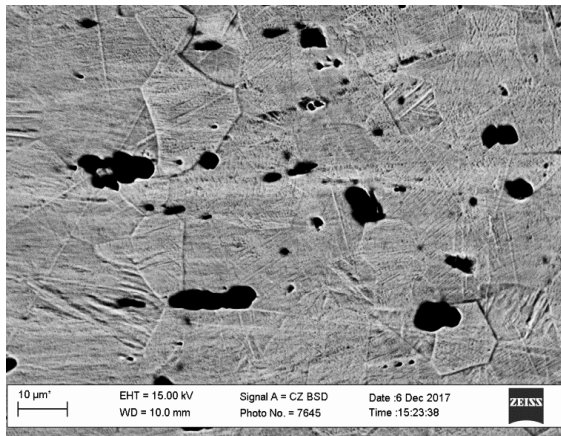


г

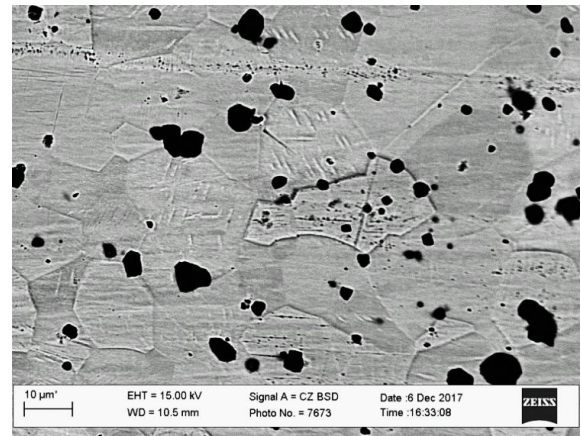
Рис. 3.1. Структура нітинолу (сплав  $\text{Ni}_{55,8}\text{Ti}_{44,2}$ ) за невисокої роздільної здатності на поздовжньому (а, в) та поперечному (б, г) шліфах, розташованих в зоні, де пластична деформація не відбувалася

За невисокої роздільної здатності в структурі сталі на поздовжньому і поперечному шліфах, в недеформованому і деформованому (під поверхнею зламу) матеріалі виявили доволі великі включення, які під час багаторазового переполірування найчастіше не втримувалися на поверхні шліфа. Як наслідок на поверхні всіх шліфів виявили лише ямки від включень. Можна відзначити, що на поздовжньому шліфі включення витягнуті і згруповані у вигляді ланцюжків уздовж напрямку опресовування під час виготовлення прутків із сплаву нітинол, з яких вирізали зразки для механічних випроб (Рис. 3.1 а, б). На поперечних шліфах ці ямки від включень відносно рівномірно розподілені на їх поверхні, але виявлено істотний градієнт за їх розмірами (Рис 3.1 б, в та

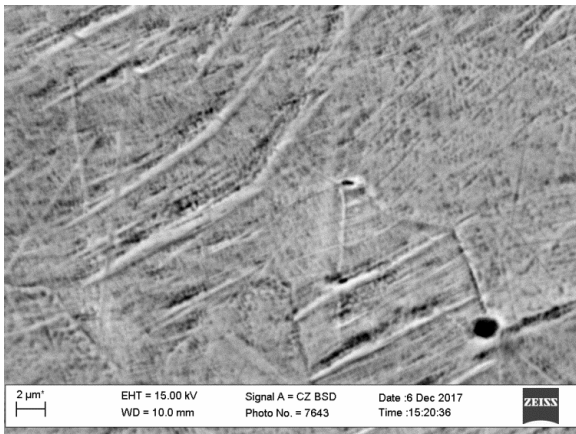
Рис. 3.3 б, г). Діаметр цих ямок коливався від 0,5 мкм до 7 мкм, але великі і дрібні ямки розподілені доволі рівномірно.



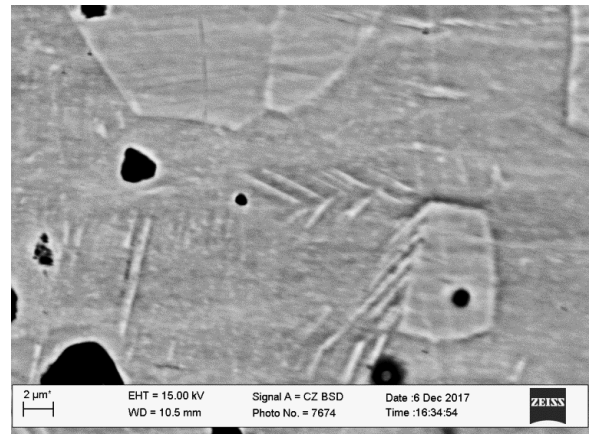
а



б



в

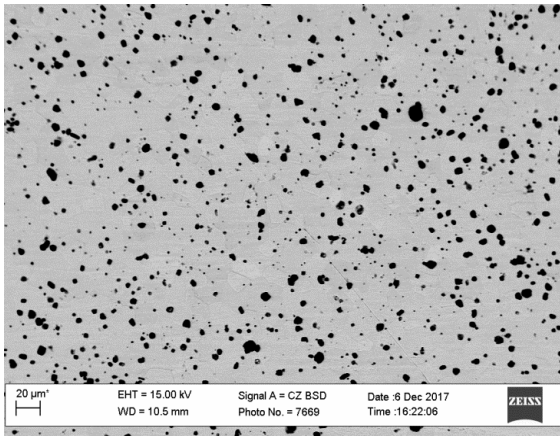


г

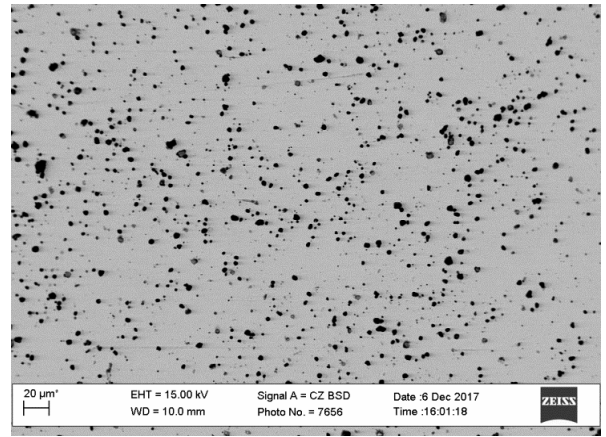
Рис. 3.2. Структура нітинолу (сплав Ni55,8Ti44,2) за високої роздільної здатності на поздовжньому (а, в) та поперечному (б, г) шліфах, розташованих в зоні, де пластична деформація не відбувалася

За вищої роздільної здатності виявили структуру з чітко окресленими межами зерен (Рис. 3.2). Незалежно від перерізу, в якому аналізували структуру, (поздовжній чи поперечний) зерна, загалом, мали полігональну форму (причому у більшості рівновісну). Отже за формою зерен немає підстав говорити про наявність текстури у вихідному стані сплаву з пам'яттю форми.

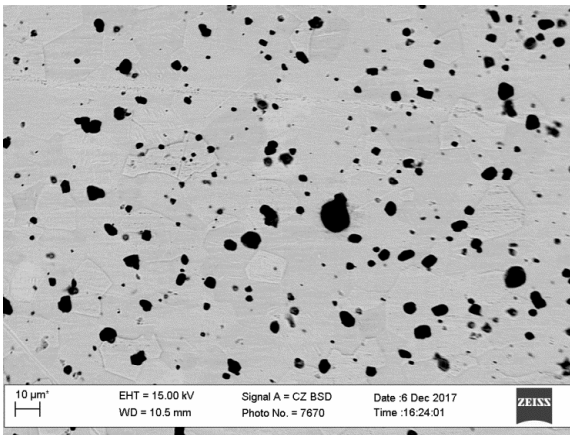




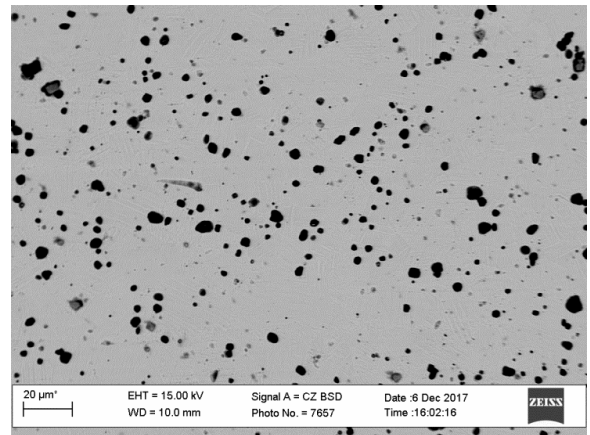
а



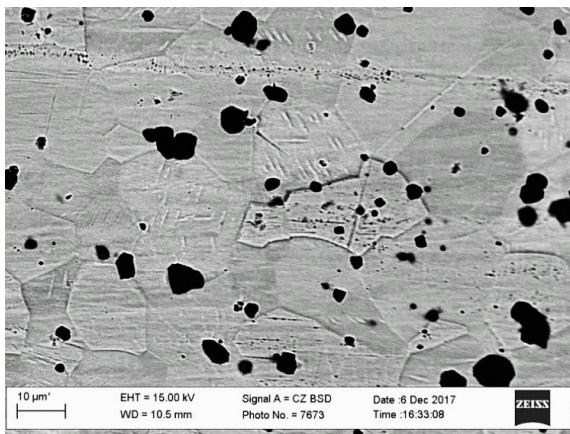
б



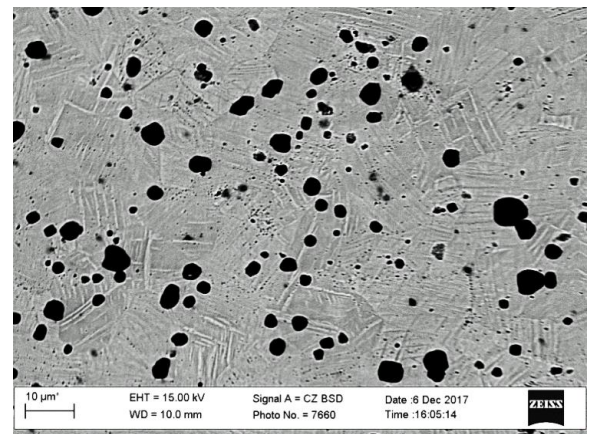
в



г



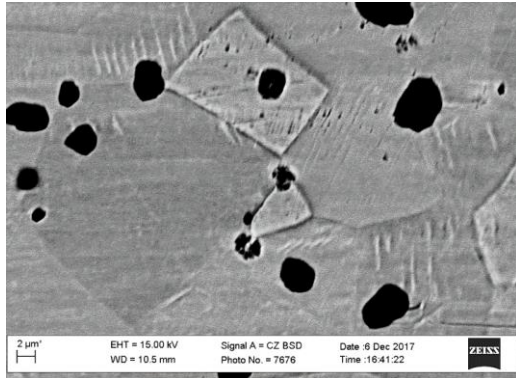
д



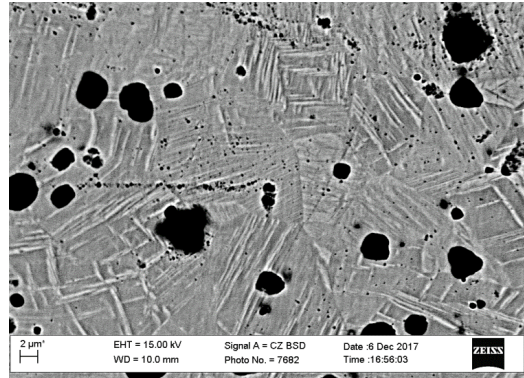
е

Рис. 3.3. Структура нітинолу (сплав  $Ni_{55.8}Ti_{44.2}$ ) за невисокої роздільної здатності на поперечних шліфах, розташованих в зоні, де пластична деформація не відбувалася (а, в, д) і безпосередньо під поверхнею зламу зразка (б, г, е) за одновісного розтягу

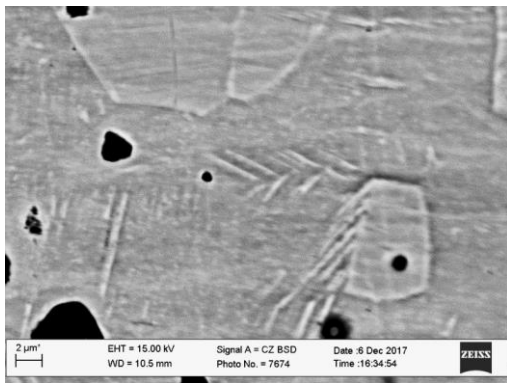
Це дає підстави припустити, що на заключному етапі виготовлення прутків з нітинолу було проведено їх високотемпературне термічне оброблення, яке забезпечило повну перекристалізацію сплаву.



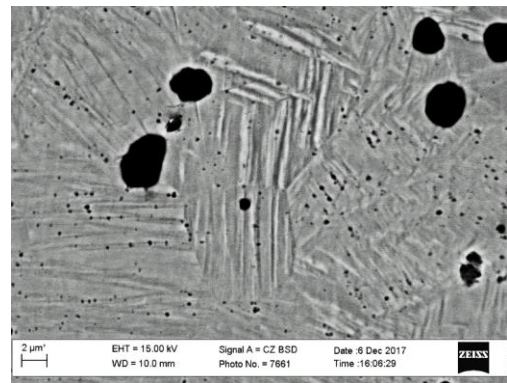
а



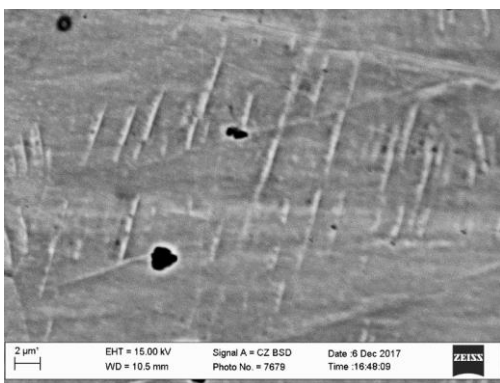
б



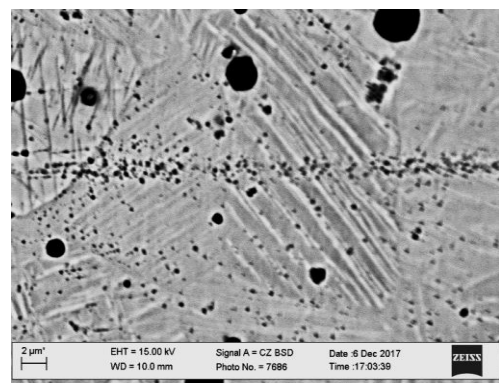
в



г



д



е

Рис. 3.4. Структура нітинолу (сплав  $\text{Ni}_{55,8}\text{Ti}_{44,2}$ ) за високої роздільної здатності на поперечних шліфах, розташованих в зоні, де пластична деформація не відбувалася (а, в, д) і безпосередньо під поверхнею зламу зразка (б, г, е) за одновісного розтягу

Структура сплаву на недеформованій ділянці зразка морфологічно відповідає аустеніту з майже паралельними двійниками в межах поодиноких зерен, які у вигляді пакетів наскрізь або неповністю перетинали ці зерна (Рис. 3.2). При цьому спостерігали чіткий зв'язок орієнтації двійників з кристалографією зерен, оскільки орієнтація пакетів змінювалася від зерна до зерна.

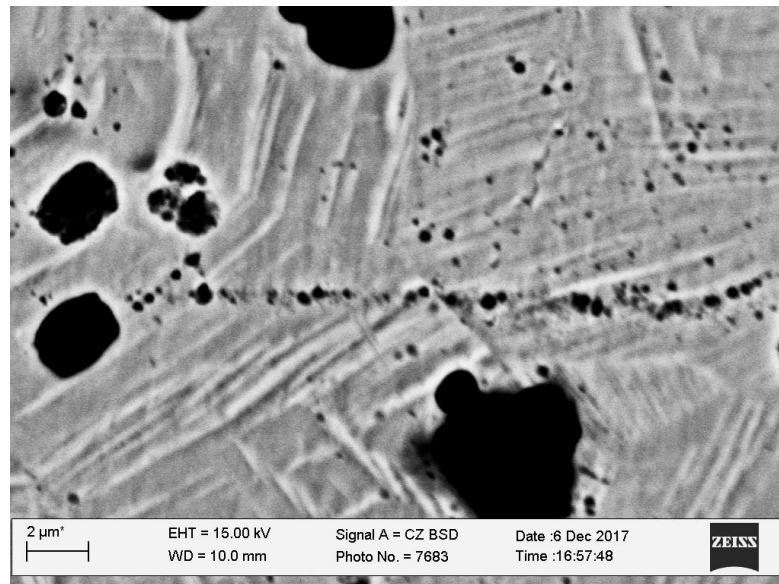


Рис. 3.5. Структура нітинолу (сплав Ni55,8Ti44,2) за найвищої роздільної здатності на поперечному шліфі, розташованому безпосередньо під поверхнею зламу зразка за одновісним розтягу

Особливість структури деформованого сплаву (в околі поверхні реального зламу зразка) полягає в тому, що попри збереження морфологічних ознак ямок від включень, які описані для недеформованого варіанту сплаву, майже у всіх зернах виявили пакети з паралельних двійників у вигляді значно густішої їх мережі (Рис. 3.3 е та Рис. 3.4 б, г, е). Причому ці двійники майже в усіх зернах перетинали їх наскрізь. Їх поява в деформованому металі є прямим підтвердженням мартенситного перетворення, спричиненого деформацією сплаву з пам'яттю форми. Крім того за високої роздільної здатності в деформованому металі виявили багато дуже дрібних ямок завбільшки 0,1–0,3 мкм (Рис. 3.4 г, е), які в принципі відсутні в структурі недеформованого металу (Рис. 3.4 в, д).

Подекуди такі дрібні ямки групувалися вздовж прямих ліній, що перетинали практично переважну частину поперечного перерізу зразка в околі його зламу (Рис. 3.4 е та Рис. 3.5). Це вже ознака локалізації пластичної деформації зразка на макрорівні, яка пов'язана з текстурою, спричиненою розташуванням включень в осьовому перетині зразка.

Для з'ясування природи включень у структурі нітинолу здійснено мікрорентгенівський аналіз включень, які залишилися на шліфах після їх травлення і переполірування. Виявлено (Рис. 3.6), що основним елементом в складі цих включень є титан (в середньому  $\sim 98$  мас. %).

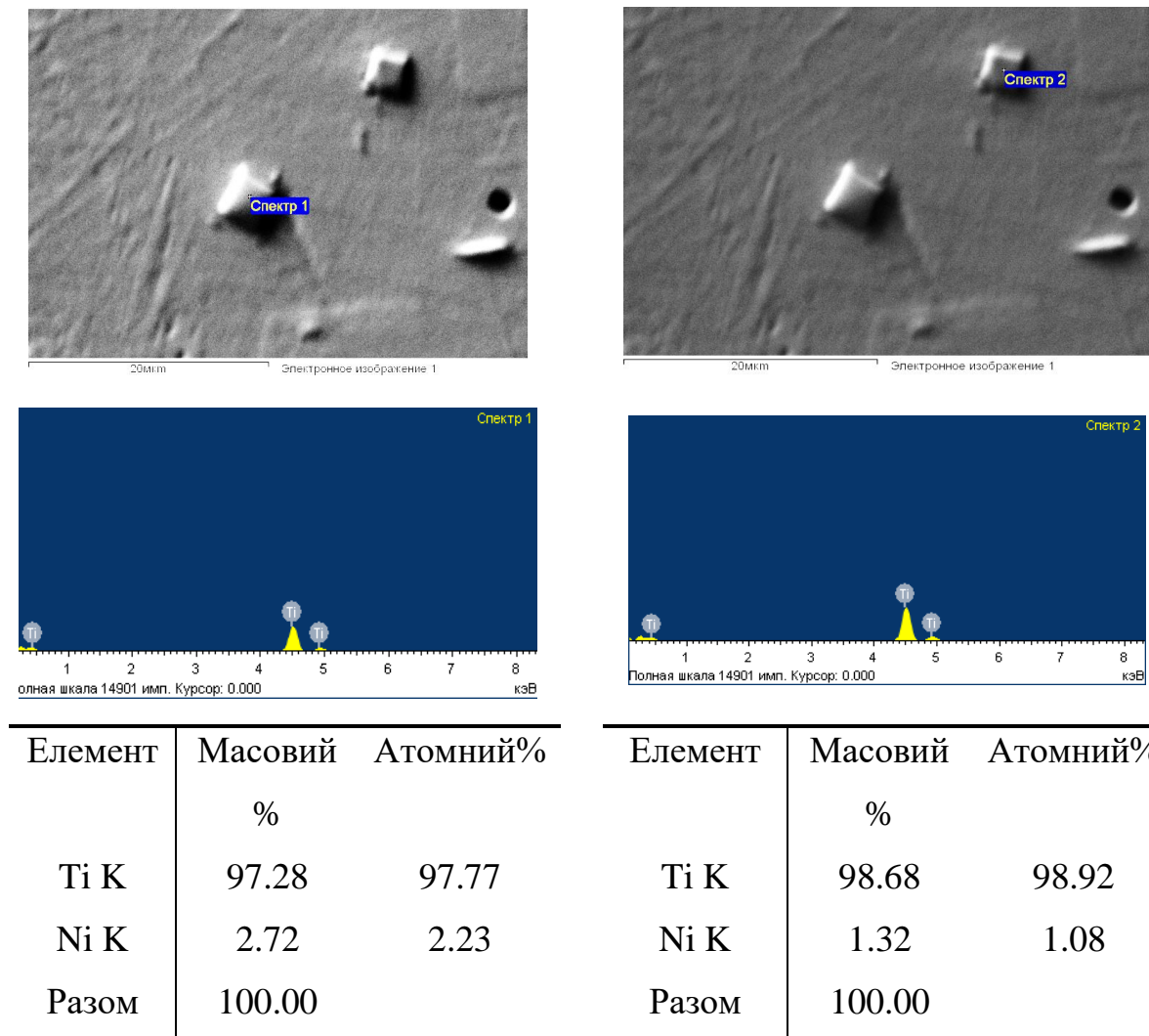


Рис. 3.6. Склад включень, виявлених у структурі нітинолу (сплав  $Ni_{55,8}Ti_{44,2}$ ), визначений з використанням мікрорентгенівського спектрального аналізу

Тоді як до складу матриці входило 44 мас. % титану і 56 мас. % нікелю (Рис. 3.7), що приблизно відповідає заявленому у сертифікаті на постачання сплаву з пам'яттю форми складу (табл. 3.1).

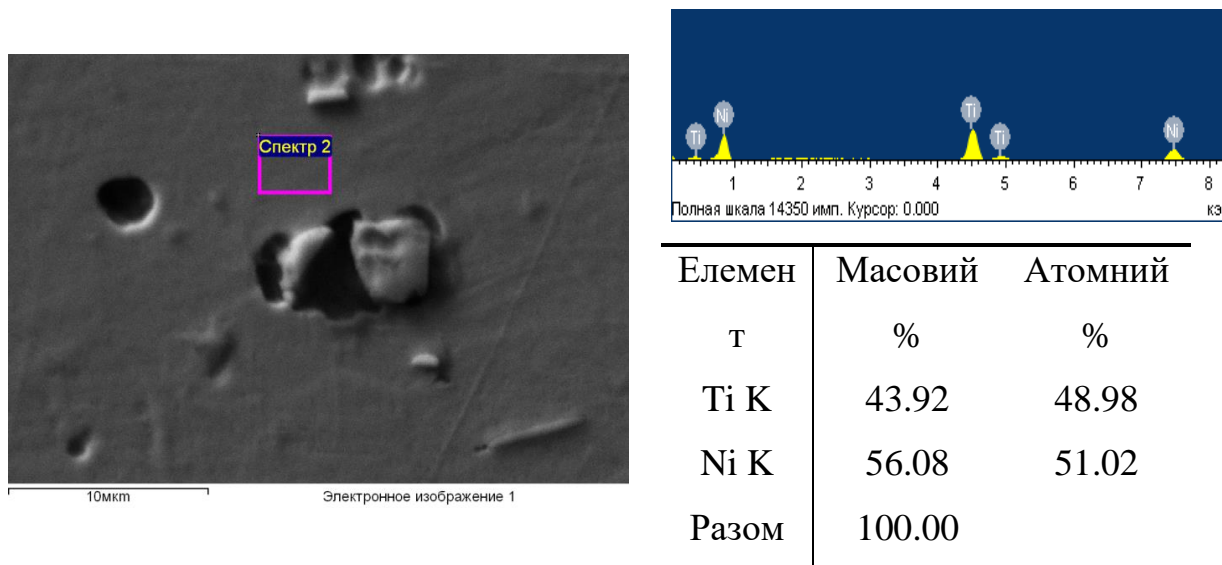


Рис. 3.7. Склад матриці нітинолу (сплав  $Ni_{55,8}Ti_{44,2}$ ), визначений з використанням мікрорентгенівського спектрального аналізу

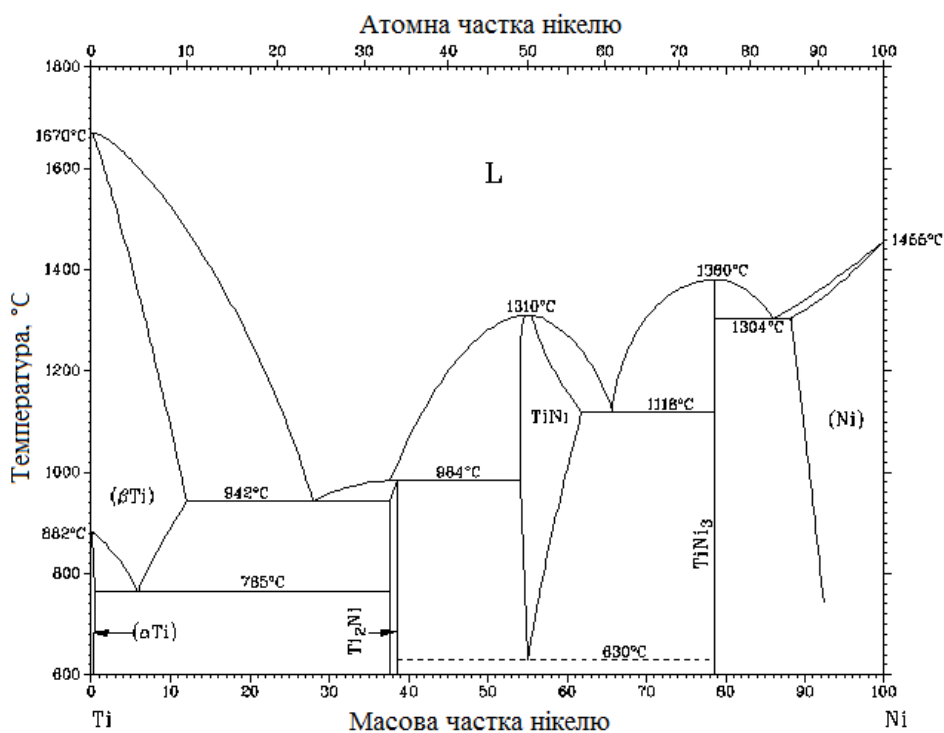


Рис. 3.8. Діаграма фазового стану NiTi сплавів

За результатами проведеного мікрорентгенівського спектрального аналізу та аналізу діаграми фазового стану NiTi сплавів (Рис. 3.8) зроблено припущення, що наявність в структурі включень практично чистого титану (з діаграми фазового стану це має бути  $\alpha$  – Ti) може бути спричинена тим, що аналізований виріб (пруток) був отриманий за технологією пресування порошків з наступним високотемпературним термічним обробленням прокату.

Причому, оскільки температура плавлення  $\alpha$  – Ti з таким складом понад 1650 °С, то, зрозуміло, що він повинен був залишитися у вигляді включень у сплаві із складом, який приблизно відповідає нітинолу, який не було змісту гріти до такої температури.

### 3.3 Визначення температур фазових перетворень методом сканівної диференціальної калориметрії

ДСК аналіз подано в координатах потік тепла–температура (F–T): криві демонструють мартенситно-аустенітні (Рис. 3.9) та аустенітно-мартенситні (Рис. 3.9 б) фазові перетворення, які відбуваються в СПФ під час циклів нагріву та охолодження відповідно. Зіставлення температур фазових переходів підтверджує зворотний характер зміни кристалографічної структури досліджуваного матеріалу.

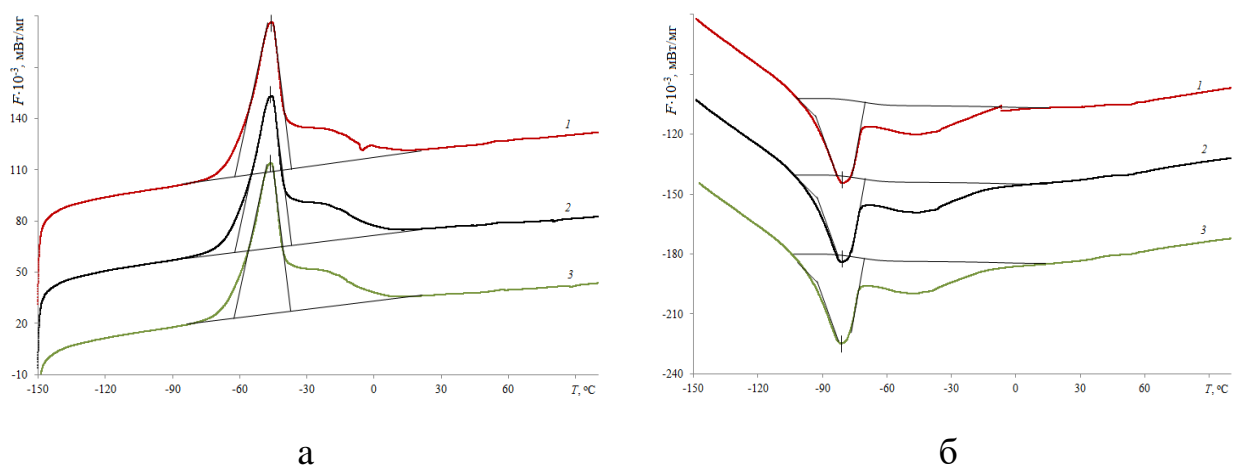


Рис. 3.9. ДСК аналіз СПФ за першого (1), другого (2) і третього (3) нагрівання (а) та охолодження (б)

Зміна ентальпії, спричинена фазовими переходами становила 12,43 Дж/г під час нагрівання та 11,07 Дж/г за охолодження (рис. 3.10).

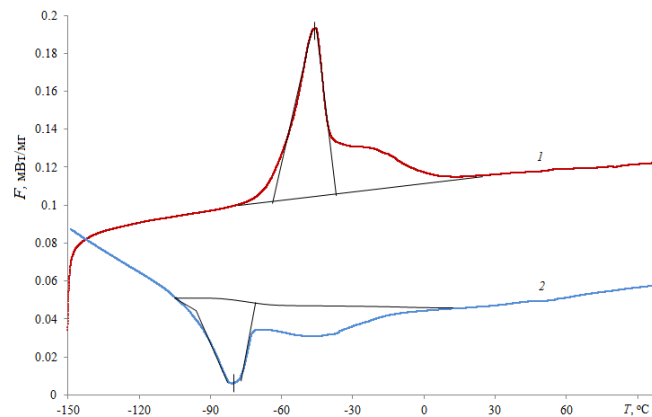


Рис. 3.10. Зміна ентальпії під час фазових переходів у СПФ за нагрівання (1) та охолодження (2)

Під час нагрівання зразка фазовий перехід відбувався в діапазоні температур між  $-60,5\text{ }^{\circ}\text{C}$  та  $-38,7\text{ }^{\circ}\text{C}$  (екстраполяція середнього значення), а температура переходу становила  $-45,7\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Зворотний фазовий перехід під час охолодження відбувався між  $-95,9\text{ }^{\circ}\text{C}$  та  $-69,4\text{ }^{\circ}\text{C}$ , а тепловий потік досягає максимуму за температури  $-81,4\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

В табл. 3.2. подано узагальнені результати температур фазових перетворень досліджуваного СПФ. Тут  $M_s$ ,  $M_f$ ,  $A_s$ ,  $A_f$  – температури початку і завершення мартенситної та аустенітної фази, відповідно [198].

**Таблиця 3.2**

**Температури фазових перетворень у NiTi сплаві**

Нагрівання/охолодження	$M_s$	$M_f$	$A_s$	$A_f$
	°C			
1-е	-68,7	-95,5	-60,3	-38,5
2-е	-69,6	-95,9	-60,5	-38,5
3-є	-70,0	-96,2	-60,6	-39,0
Усереднене значення	-69,4	-95,9	-60,5	-38,7

Зазначимо, що температури фазових перетворень в матеріалі мають незначний розкид між окремими циклами нагрівання (охолодження). Так, максимальне відхилення від середнього значення температури завершення аустенітного перетворення  $A_f$  становить  $0,5\text{ }^\circ\text{C}$ , а для  $M_f$  –  $0,7\text{ }^\circ\text{C}$ .

### 3.4 Діаграми деформування розтягом

*Вплив температури.* Діаграма розтягу (Рис. 3.11) складається із трьох ділянок: I – пружної поведінки (аустенітна фаза); II – псевдопружної (аустенітно-мартенситна фаза), де проявляються властивості надпружності; III – пружно-пластичного деформування (мартенситна фаза), яка завершується руйнуванням зразка.

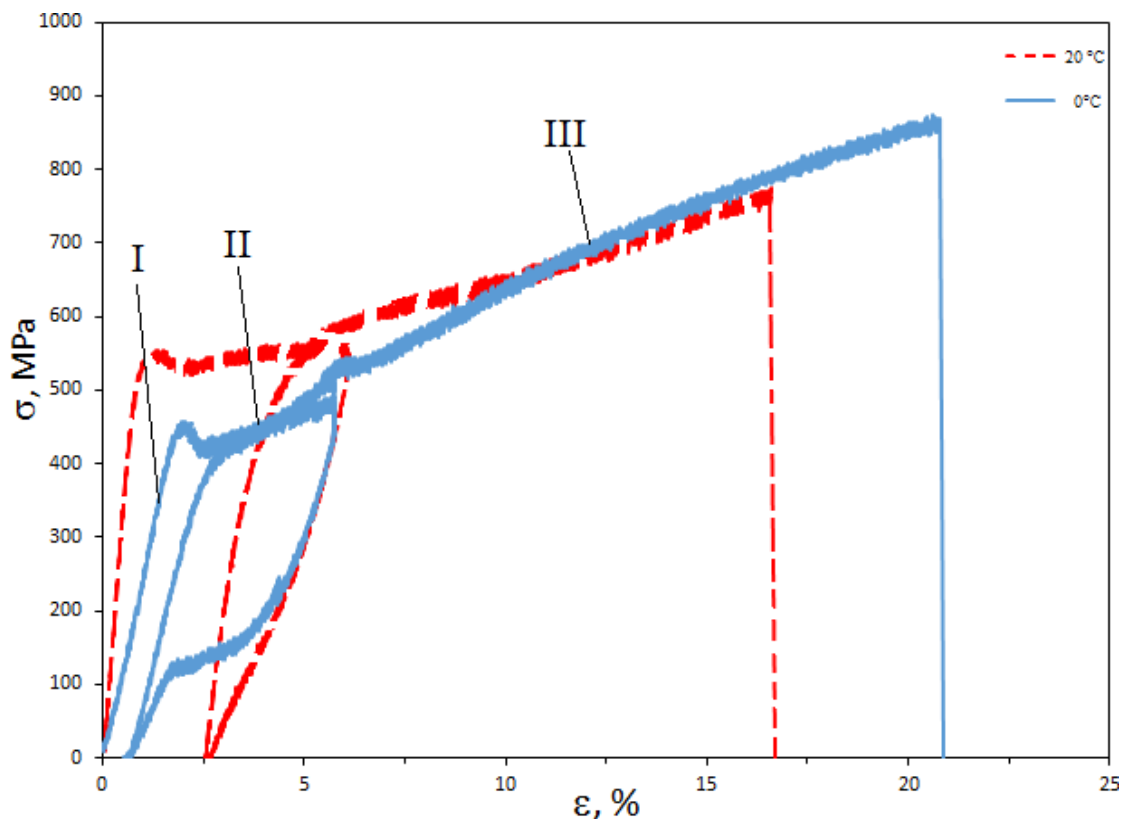


Рис. 3.11. Діаграма деформування NiTi сплаву за температури  $0\text{ }^\circ\text{C}$  та  $20\text{ }^\circ\text{C}$ :

I – аустенітна фаза; II – аустенітно – мартенситна; III – мартенситна,  
отримана на циліндричному зразку (Рис. 2.5 а) [199]



Характеристики механічних властивостей сплаву подано у табл. 3.3.

**Таблиця 3.3**  
**Механічні властивості NiTi сплаву при 0 °С**

Границя плинності, $\sigma_{0,2}$	Границя міцності, $\sigma_B$	Модуль пружності, ГПа	
МПа		I ділянка	II ділянка
447	869	25,3	16,9

Характеристики механічних властивостей сплаву визначали згідно стандарту [181] за температури 0 °С, яка вище температури завершення мартенситно-аустенітного перетворення  $A_f = -38,7$  °С (табл. 3.2).

### 3.5 Діаграми деформування за статичного навантаження

*Вплив наводнювання.* Попереднє електролітичне наводнювання проводили згідно методики описаної у розділі 2.2. Зразок наводнювали (Рис. 2.1) у водному розчині флуоридної кислоти (HF) з рН2 за густини струму 0,1 мА/см<sup>2</sup> впродовж 65 год. Такий режим наводнювання вибрали з огляду на дуже низьку швидкість дифузії водню у нікелетитанових сплавах.

Випроби на повітрі проводили за швидкості переміщення тримача 1 мм за годину.

Криві деформування розтягом наводненого ( $i = 0,1$  мА/см<sup>2</sup>,  $t = 65$  год.) (Рис. 3.12 а) і ненаводненого зразка (Рис. 3.13) з надрізом подібні до діаграми деформування ненаводненого циліндричного зразка (Рис. 3.12 б).

На кривій навантаження розтягом наводненого зразка також ( $i = 0,1$  мА/см<sup>2</sup>,  $t = 65$  год.) можна виділити три ділянки (Рис. 3.12а): лінійна ділянка, що характеризується нахилом з позначкою 1; нелінійна ділянка зі спадом напружень; лінійна ділянка, що характеризується нахилом з позначкою 2.

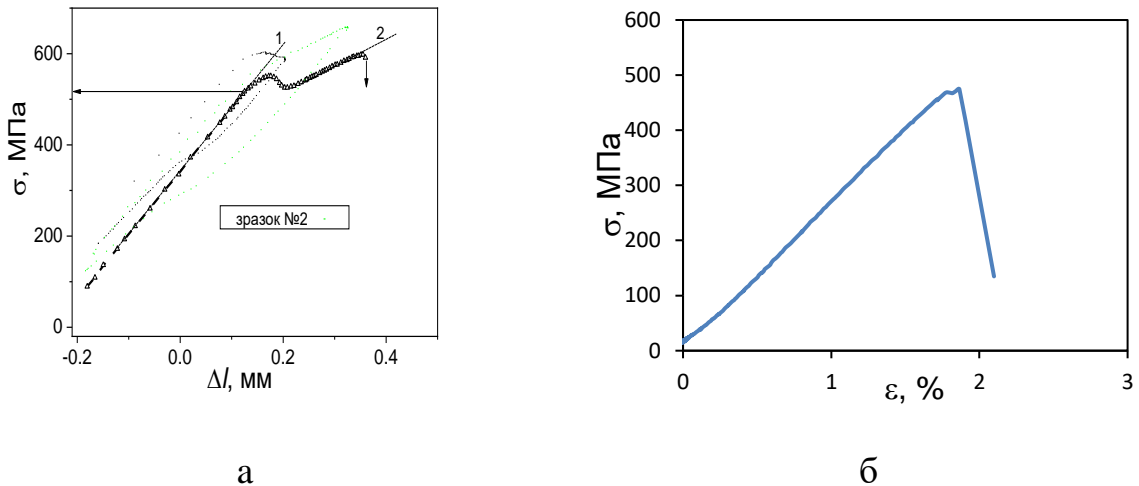


Рис. 3.12. Криві навантаження розтягом зразків з надрізом (а) та циліндричного (б) із нікелетитанового сплаву після попереднього електролітичного наводнювання у водному розчині флуоридної кислоти (HF) з рН2 за густини струму  $0,1 \text{ mA/cm}^2$  упродовж 65 год. (а) та упродовж 500 год. (б)

Очевидно перша лінійна ділянка характеризує пружну деформацію вихідного аустеніту, нелінійна – псевдопружне структурне перетворення вихідного аустеніту у мартенсит, і третя лінійна ділянка – пружна деформація мартенситу аж до руйнування.

В користь такого припущення слугують результати випроб не наводненого сплаву (Рис. 3.13).

Отже після такого режиму наводнювання за навантаження розтягом також спостерігається псевдопружне структурне перетворення вихідного аустеніту у мартенсит, як і для не наводненого сплаву. Однак для наводненого сплаву пряме фазове перетворення починається за значно нижчого напруження, порівняно із не наводненим (Рис. 3.14). Для не наводненого сплаву псевдопружне структурне перетворення вихідного аустеніту у мартенсит починається за напружень 590 МПа, а для наводненого – 516 МПа.

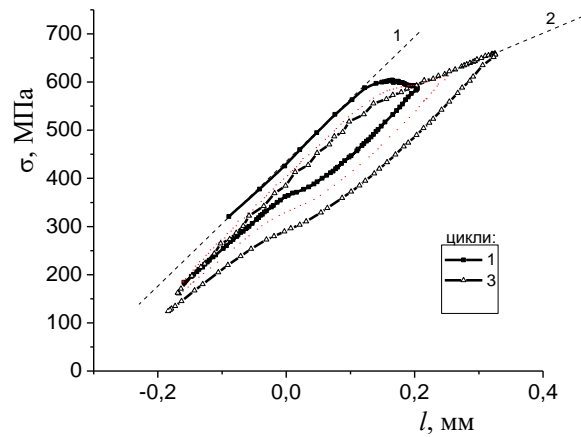


Рис. 3.13. Крива навантаження розтягом зразка № 1 із нікелетитанового сплаву у вихідному стані

За отриманими даними можна також припустити, що структурне перетворення спочатку протікає із збільшенням напруження, а потім, досягаючи певного максимуму, супроводжується релаксацією напружень і завершується майже за такого ж рівня напружень, що і починалося.

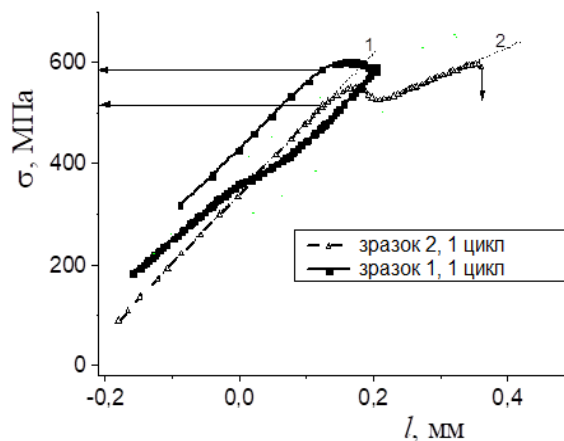


Рис. 3.14. Крива навантаження розтягом ненаводненого (№ 1) і наводненого (№ 2) зразків із нікелетитанового сплаву; попереднє електролітичне наводнювання проводили у водному розчині флуоридної кислоти (HF) з рН2 за густини струму  $0,1 \text{ mA/cm}^2$  впродовж 65 год

Також слід відмітити, що руйнування наводненого сплаву відбулося за досягнення напруження 646 МПа, що суттєво нижче ніж для ненаводненого сплаву (приблизно 800 МПа).

Збільшення тривалості електролітичного наводнювання від 65 до 500 годин приводить до відсутності ділянки пластичної деформації на кривій розтягу (Рис. 3.12 б), що є, очевидно, результатом поєднання, з одного боку, інтенсивного мартенситного перетворення процесом наводнювання, а з іншого боку, появу водневої крихкості мартенситної структури.

### 3.6 Візуальне дослідження зламів наводнених зразків

Зразок зруйнувався чітко в зоні мінімального діаметра робочої частини зразка, де концентрація напружень максимальна. За макрофрактографічними ознаками рельєф поверхні руйнування зразка крихкий практично без конічної частини зламу (Рис. 3.15, б–г).

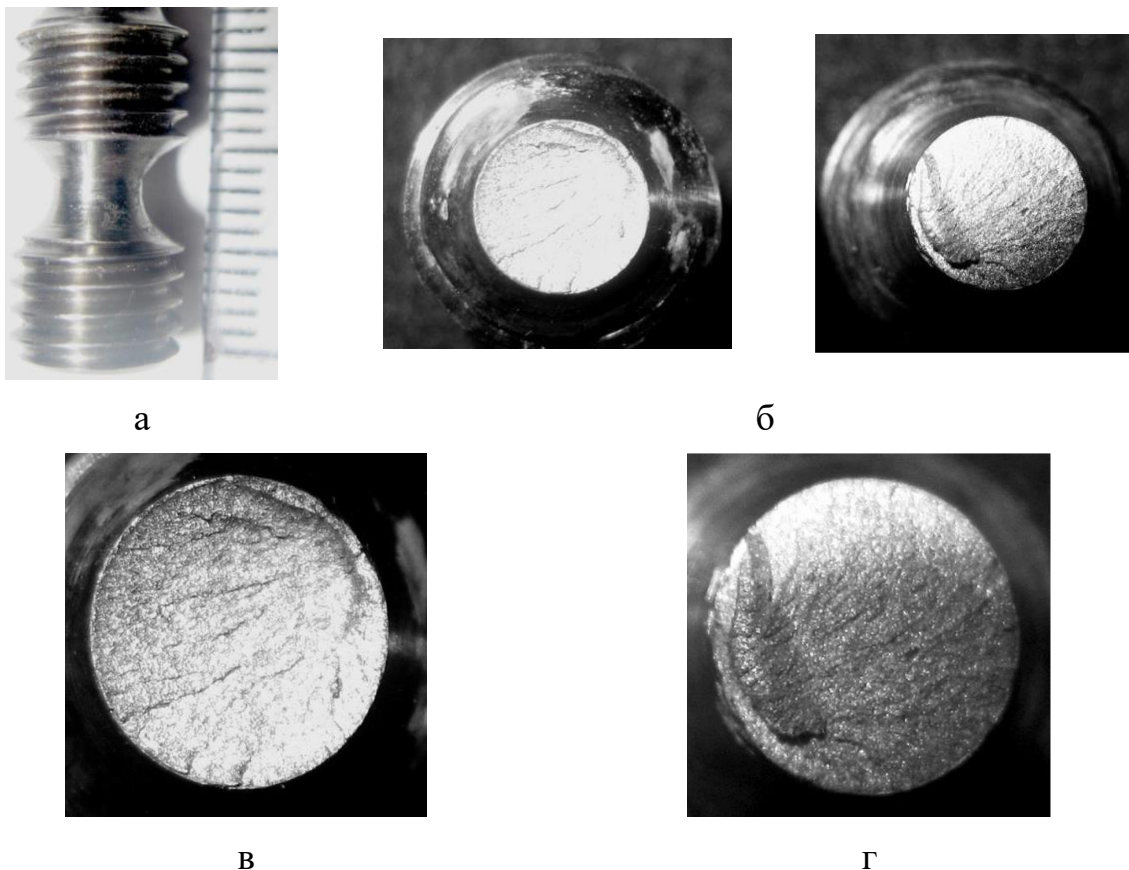


Рис. 3.15. Зразок (а) та спряжені поверхні його зламу (б–г), за деформування одновісним розтягом після попереднього наводнювання

Зародження руйнування відбулося від бокової поверхні зразка з одного його краю і поширилося на весь переріз. На зламі при цьому утворилися гребені макровідриву між суміжними макропаралельними площинами локального поширення тріщини, які віялом розходилися від зони зародження в напрямі до протилежного краю зразка. Подібний віялоподібний характер гребенів на зламі спостерігали і за випроб не наводненого зразка (Рис. 3.16).

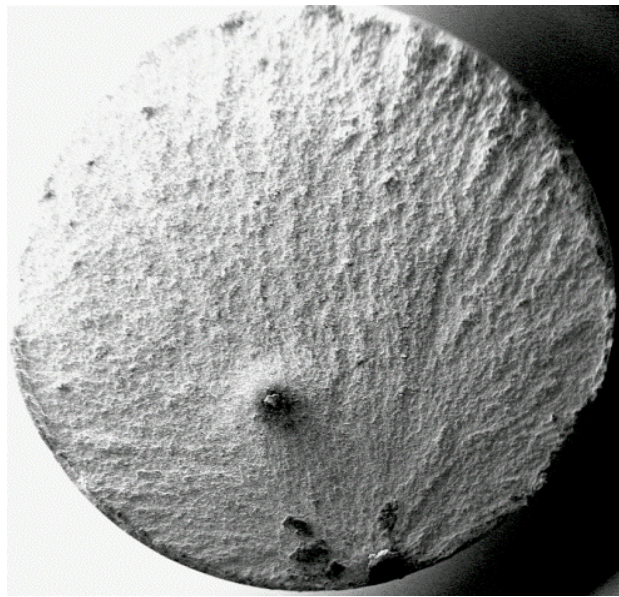


Рис. 3.16. Макрозлам зразка з нітинолу, зруйнованого на повітрі без наводнювання

Проте рельєфність зламу у наводненому зразку була істотно більшою, що може бути наслідком множинного зародження відповерхневих тріщин та їх подальшого поширення вздовж більше розведених у просторі поверхонь.

### **3.7 Фрактографічні особливості впливу наводнювання на руйнування сплаву нітинол за випроб розтягом циліндричних зразків**

Об'єкт досліджень – сплав нітинол  $\text{Ni}_{55,8}\text{Ti}_{44,2}$  у вигляді прутка діаметром 8 мм. Циліндричні зразки з діаметром робочої частини 4 мм та довжиною 12,5 мм навантажували одновісним розтягом зі записом діаграм «напруження–деформація». Зразки випробовували за кімнатної температури  $T \sim 20^\circ\text{C}$  та  $0^\circ\text{C}$ ,

якої досягали розташуванням зразків у камері з талою дистильованою водою, в якій знаходилися кусочки льоду [180]. Зазначимо, що за температури  $0\text{ }^{\circ}\text{C}$ , яка дещо ближча до температури завершення аустенітного перетворення  $A_f = -38,7\text{ }^{\circ}\text{C}$ , аустенітна фаза під дією напружень трансформується в мартенсит [180]. При вищій температурі ( $20\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) аустеніт є ближчий до стабільного стану і мартенситне перетворення під дією напружень менш інтенсивне. Тому такі умови вважали жорсткішими за можливість формування мартенситу порівняно з випробами за кімнатної температури.

Фрактографічні особливості зламів зразків досліджували на сканівному електронному мікроскопі EVO-40XVP. Порівнювали особливості руйнування не наводнених та попередньо електролітично наводнених зразків. Їх наводнювали за кімнатної температури у водному розчині флуоридної кислоти (рН3,5) за різних інтенсивності (густина струму) та тривалості процесу. Для зразків, випробуваних при  $20\text{ }^{\circ}\text{C}$ , використали порівняно м'який режим (I) для їх наводнювання (за густини струму  $10^{-3}\text{ mA/cm}^2$  і тривалості 290 год.), а за температури  $0\text{ }^{\circ}\text{C}$  – жорсткіший режим (II) за густини струму  $10^{-1}\text{ mA/cm}^2$  і тривалості 500 год.

### 3.7.1 Макрофрактографічний аналіз

На макрорівні саме наводнювання (незалежно від використаного режиму) не спричиняло пошкодження робочої поверхні зразків. Однак під час їх навантаження до руйнування виявили низку особливостей (Рис. 3.17). Так, за жорсткіших умов випроб зразків (наводнювання за режимом II з розтягом при  $T = 0\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) поверхневий шар робочої частини зразка частково відлущувався, причому з наближенням до галтелей інтенсивність і площа відлущених ділянок зменшувалися (Рис. 3.17 в). Це вказує на особливо високу інтенсивність наводнювання поверхні зразків. Внаслідок цього тут могли виникати високі внутрішні напруження та, як результат, мікропошкодженість, які під час подальшого деформування зразка сприяли такому відлущенню. Цей ефект подібний до відомого для конструкційних сталей явища розтріскування

спричиненого воднем [200]. На галтельному переході, де рівень напружень менший, ефект відлущування проявився у меншій мірі. Водночас за менш жорстких умов випроб зразків (наводнювання за режимом I з розтягом при  $T = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) описаних особливостей не спостерігали (Рис. 3.17 б).

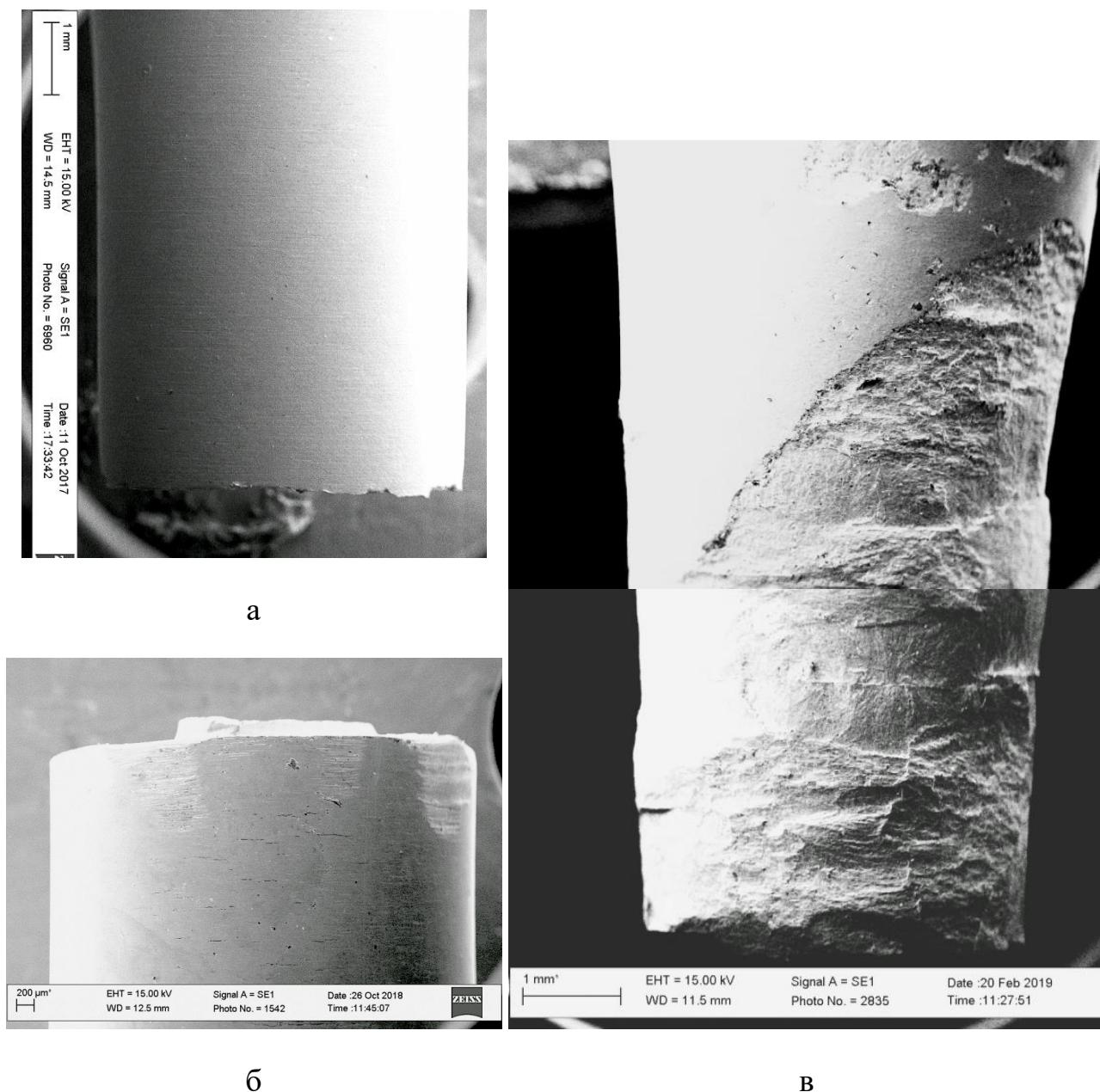


Рис. 3.17. Профілі зламів і бокові поверхні зразків без (а) та після (б, в) наводнювання за режимом I (б) та режимом II (в), які випробували розтягом на повітрі за кімнатної температури (а, б) та у воді за температури  $0\text{ }^{\circ}\text{C}$  (в)

Аналіз поверхонь робочої ділянки зразків за вищої роздільної здатності показав істотні відмінності впливу наводнювання (Рис. 3.18 і Рис. 3.19). По-перше, на не наводненому зразку, випробуваному за кімнатної температури на повітрі, спостерігали незначну кількість тріщин, паралельних зламу, причому лише безпосередньо поблизу зламу (Рис. 3.18 а, Рис. 3.19 а, д). Однак за випроб не наводненого зразка при температурі  $0^{\circ}\text{C}$  у воді кількість тріщин на його бічній поверхні, які паралельні зламу, відчутно зросла (Рис. 3.18 в, Рис. 3.19 в, є). Це пов'язано із можливим фазовим перетворенням аустеніту, властивому сплаву з пам'яттю форми при кімнатній температурі, в мартенсит, яке стає можливим під час деформування зразка за температури  $0^{\circ}\text{C}$ . Причому за випроб наводненого зразка, але за кімнатної температури і на повітрі, не спостерігали істотного зростання кількості тріщин на бічній поверхні зразка (Рис. 3.18 б, Рис. 3.19 б, є). На відміну від випроб за таких самих умов, але не наводненого зразка, у наводненому зразку як особливість відзначили криволінійну морфологію виявлених тріщин. Проте найістотніші відмінності рельєфу на бічній поверхні зразка виявили на зразку, який наводнювали найдовше і випробували у воді за температури  $0^{\circ}\text{C}$  (Рис. 3.18 г, Рис. 3.19 г, ж).

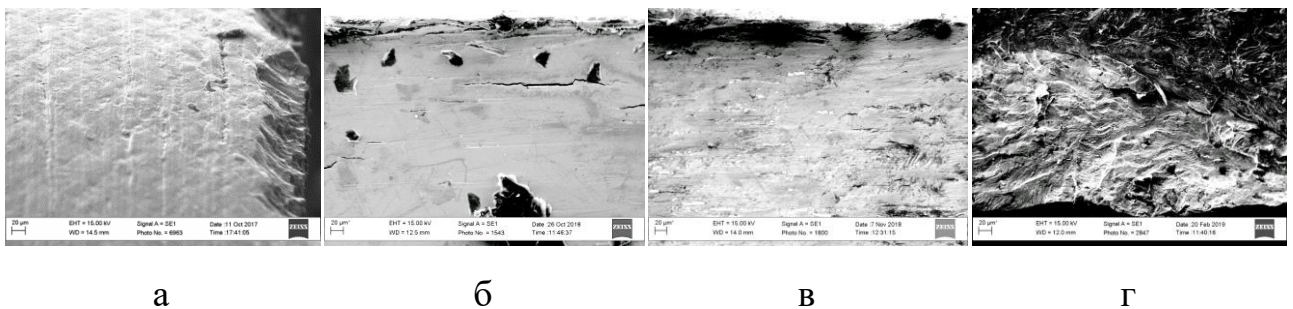


Рис. 3.18. Профілів зламів з боковими поверхнями зразків без (а, в) та після (б, г) їх наводнювання впродовж за режимом I (б) та режимом II (г), які випробували розтягом на повітрі за кімнатної температури (а, б) та у воді за температури  $0^{\circ}\text{C}$  (в, г) за вищої роздільної здатності

Безпосередньо під відлущеним шаром спостерігали рельєф, який морфологічно нагадує структуру мартенситу з практично паралельними рядами



із гребнів відриву в межах окремих зерен, які особливо помітні за високої роздільної здатності (Рис. 3.19 ж). Відзначили також, що процес деформування відбувався у вузьких практично паралельних прошарках, в межах яких орієнтація окремих кристалів мартенситу від зерна до зерна змінювалася неістотно (Рис. 3.19 г).

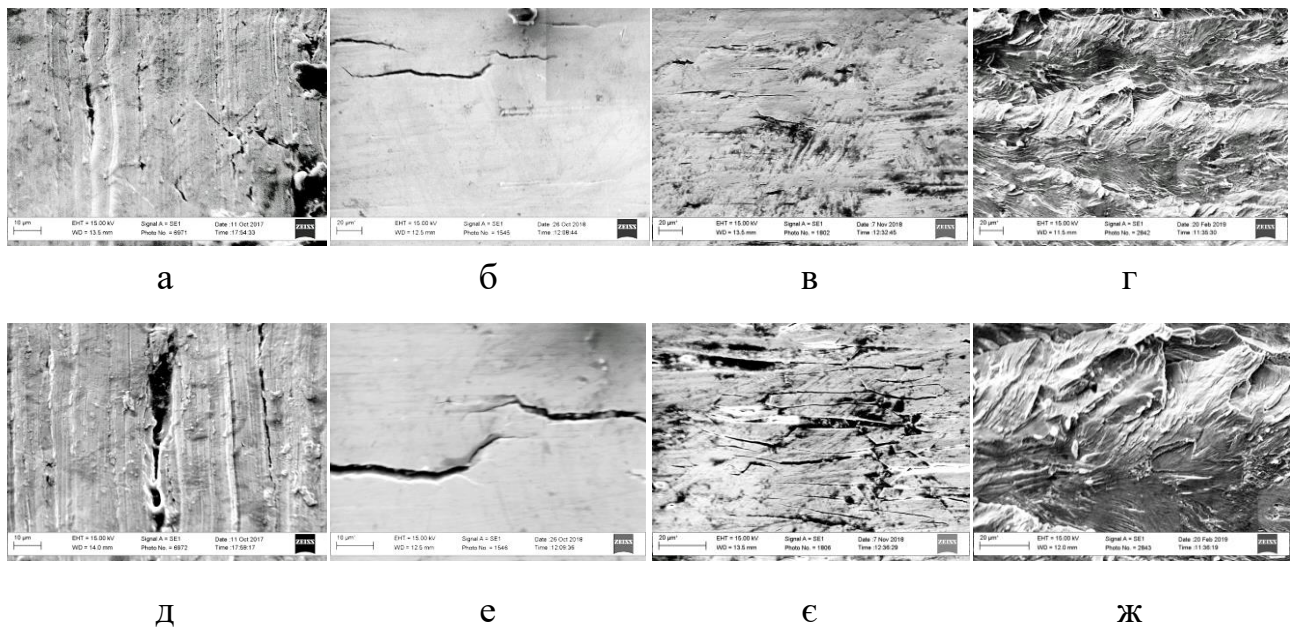


Рис. 3.19. Розтріскування на бокових поверхнях зразків без (а, в) та після (б, г) їх наводнювання за режимом I (б) та режимом II (г), які випробували розтягом на повітрі за кімнатної температури (а, б) та у воді за температури 0 °С (в, г) за вищої роздільної здатності

Інша фрактографічна особливість руйнування сплаву нітинол – тенденція до переорієнтації за дії окричувальних чинників поверхні макрозламу зразків з перпендикулярної до їх осі (до напрямку дії напружень розтягу), яка характерна при їх руйнуванні за кімнатної температури і без попереднього наводнювання (Рис. 3.20 а). Так, за зниження температури (Рис. 3.20 б) чи наводнювання (Рис. 3.20 в, г) злам подібний до поверхні гвинта (Рис. 3.20 б–г). Цей ефект виявився чіткішим для жорсткішого режиму випроб з поєднанням нижчої температури та наводнювання за режимом II. При цьому злам ставав косим в усьому перерізі зразка (Рис. 3.20 г). Це незвичайний феномен дослідженого матеріалу з пам'яттю

форми. Адже під впливом окричувальних чинників макрозлами зразків, як правило, нормально орієнтовані відносно напружень розтягу, тоді як в зразках з нітинолу злами переорієнтувалися у напрямі дії максимальних дотичних напружень. Цей феномен пов'язаний з реалізацією мартенситного перетворення в поверхневих шарах зразків під час їх деформування [201]. Адже найінтенсивніші зсувні деформації відбуваються у напрямі дії максимальних дотичних напружень і саме у цьому напрямі виявили найбільшу кількість ділянок з ознаками мартенситного перетворення.

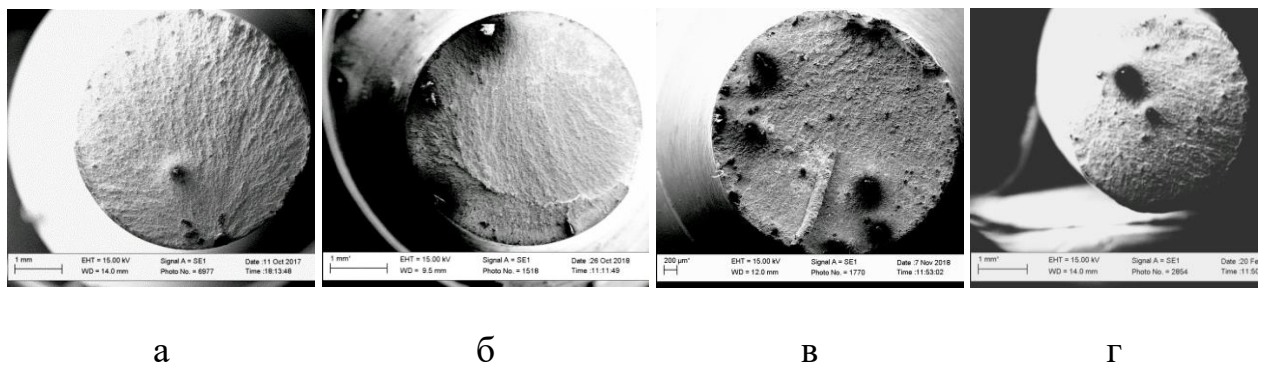


Рис. 3.20. Макрозлами зразків без (а, в) та після (б, г) їх наводнювання за режимом I (б) та режимом II (г), які випробували розтягом на повітрі за кімнатної температури (а, б) та у воді за температури 0 °С (в, г)

Описаний характер макрозламів зразків підтвердив, що температурний діапазон фазового перетворення в нітинолі з аустеніту в мартенсит можна розширити до вищих температур під дією і деформування, і наводнювання, що узгоджується з припущенням про можливість такої інтенсифікації під дією згаданих чинників. Стосовно ефекту їх сумісної дії зазначимо, що під час навантаження зразків рухомі дислокації можуть сприяти транспортуванню водню вглиб металу [202, 203]. Відповідно слід очікувати, що матеріал буде найінтенсивніше наводнюватися у напрямі максимальних зсувних деформацій, що сприятиме нетрадиційній переорієнтації макрозламу окришеного металу з формуванням косоного зламу.

### 3.7.2 Мікрофрактографічний аналіз центральної частини зламів

Мікрофрактографічний аналіз центральної частини зламів ненаводнених і наводнених зразків виявив в'язке руйнування шляхом зародження, росту та злиття мікропорожнин, типове для випроб гладких зразків (Рис. 3.21).

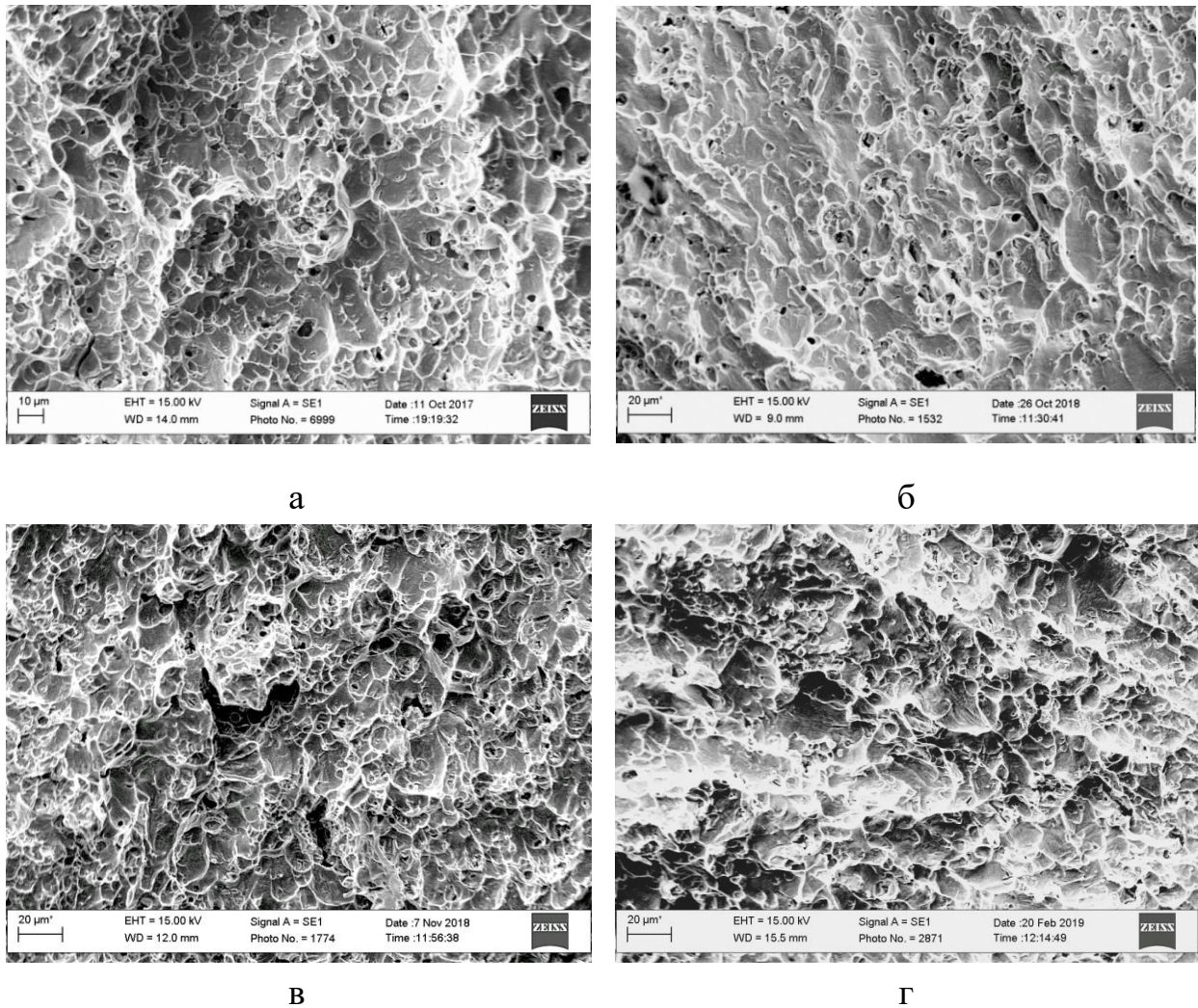
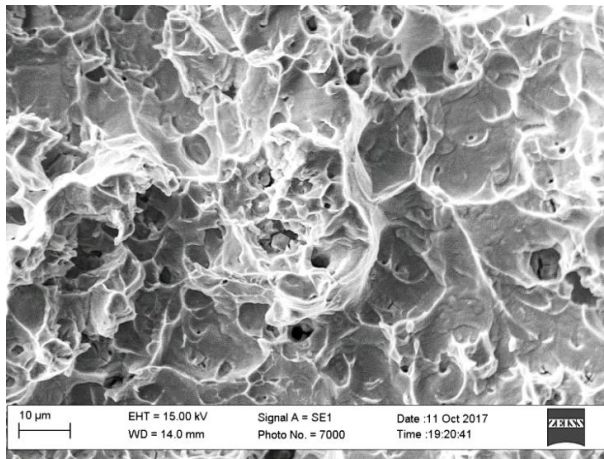


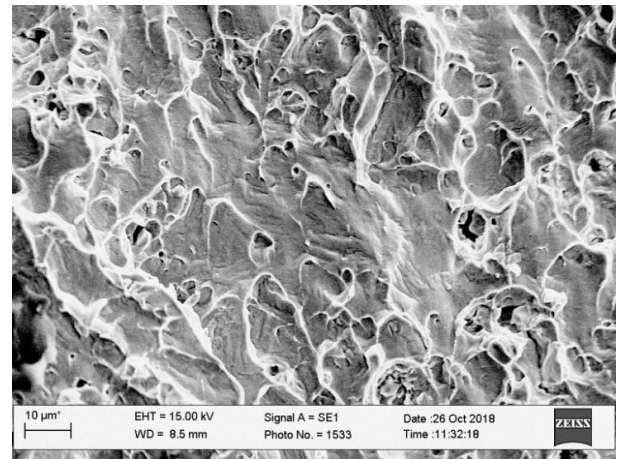
Рис. 3.21. Мікрофрактограми у центрі перерізу зразків без (а, в) та після (б, г) їх наводнювання за режимом I (б) та режимом II (г), які випробували розтягом на повітрі за кімнатної температури (а, б) та у воді за температури 0 °C (в, г)

За вищої роздільної здатності стало очевиднішим, що ямки в центрі перерізу зламів попередньо наводнених зразків плиткіші, ніж на зламах не наводнених зразків (Рис. 3.22 а, в), часто витягнені в напрямі магістрального

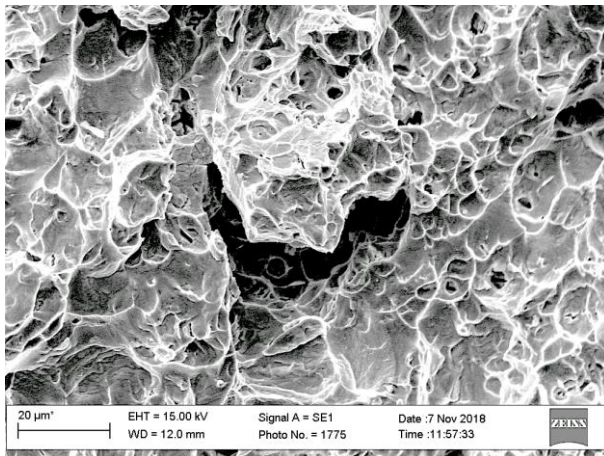
поширення руйнування, що само по собі свідчить про те, що в центрі перерізу наводнених зразків відбувалася завершальна стадія руйнування (Рис. 3.22 б, г). Відзначили також досить великі (сумірні з розміром зерен аустеніту) і плиткі ділянки, структуровані ледь-помітними гребнями відриву, які вважали за прояв структурно-фазового перетворення, спричиненого воднем, абсорбованого сплавом під час наводнювання (Рис. 3.22 г).



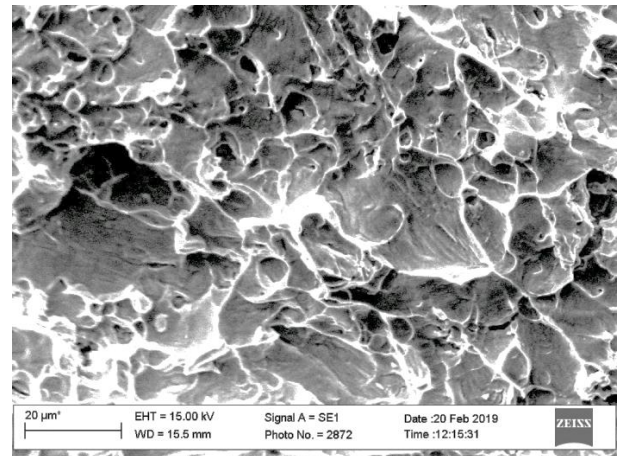
а



б



в

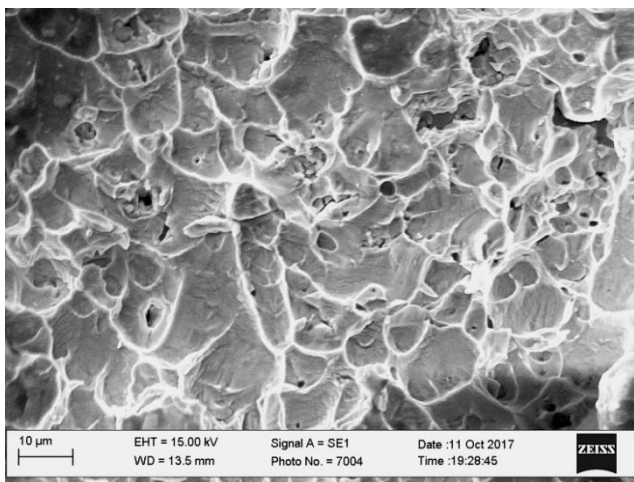


г

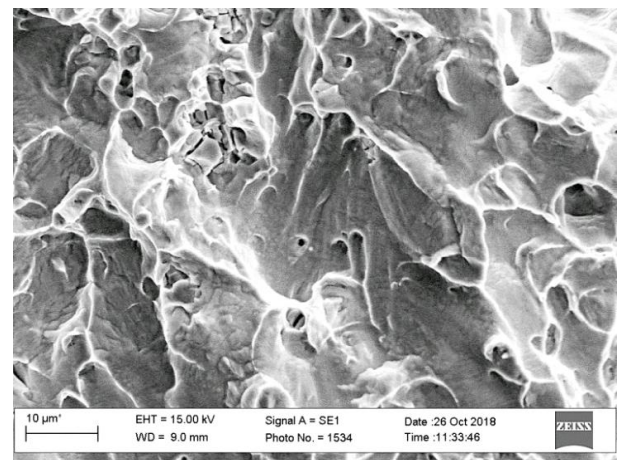
Рис. 3.22. Мікрофрактограми у центрі перерізу зразків без (а, в) та після (б, г) їх наводнювання за режимом I (б) та режимом II (г), які випробували розтягом на повітрі за кімнатної температури (а, б) та у воді за температури 0 °C (в, г) за вищої роздільної здатності ніж на Рис. 3.21

За вищої роздільної здатності описані особливості рельєфу зламів наводнених зразків стали ще очевиднішими (Рис. 3.23 б, г, Рис. 3.23 б, г).

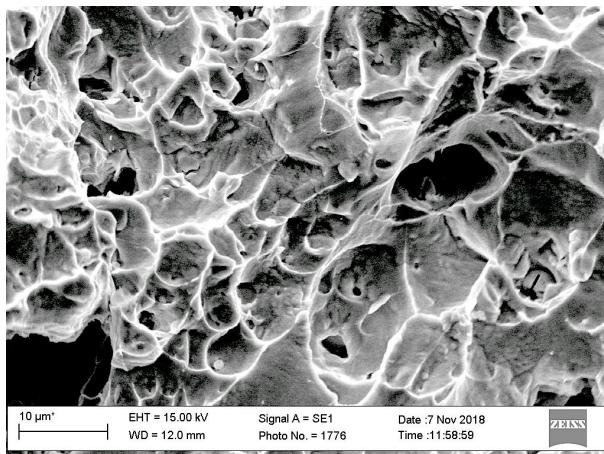
На основі проведеного аналізу прийшли до висновку, що водень навіть в центральній частині перерізу зразків полегшує зсув і розшарування вздовж пакетів мартенситних кристалів в тих зернах, які були сприятливо орієнтовані для протікання деформаційних процесів під час навантаження зразків, що сприяло структурно-фазовим перетворенням в цих зернах і створило передумови для реалізації крихких відшарувань.



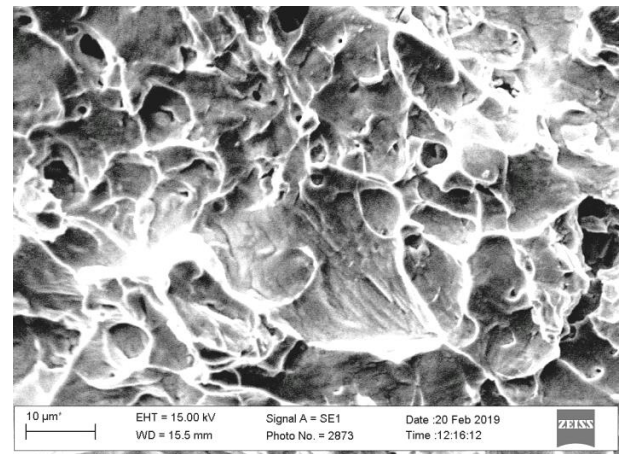
а



б



в



г

Рис. 3.23. Мікрофрактограми в центрі перерізу зразків без (а, в) та після (б, г) їх наводнювання за режимом I (б) та режимом II (г), які випробували розтягом на повітрі за кімнатної температури (а, б) та у воді за температури 0 °C (в, г) за вищої ніж на Рис. 3.21 і Рис. 3.22 роздільної здатності

Що стосується особливостей руйнування в центральній частині зламів не наводнених зразків, то не виявили особливого впливу зниження до  $0^{\circ}\text{C}$  температури випроб розтягом (Рис. 3.22 а, в, Рис. 3.23 а, в, Рис. 3.24 а, в). В обох випадках на зламах домінували практично рівновісні ямки відриву, окантовані доволі рельєфними гребнями.

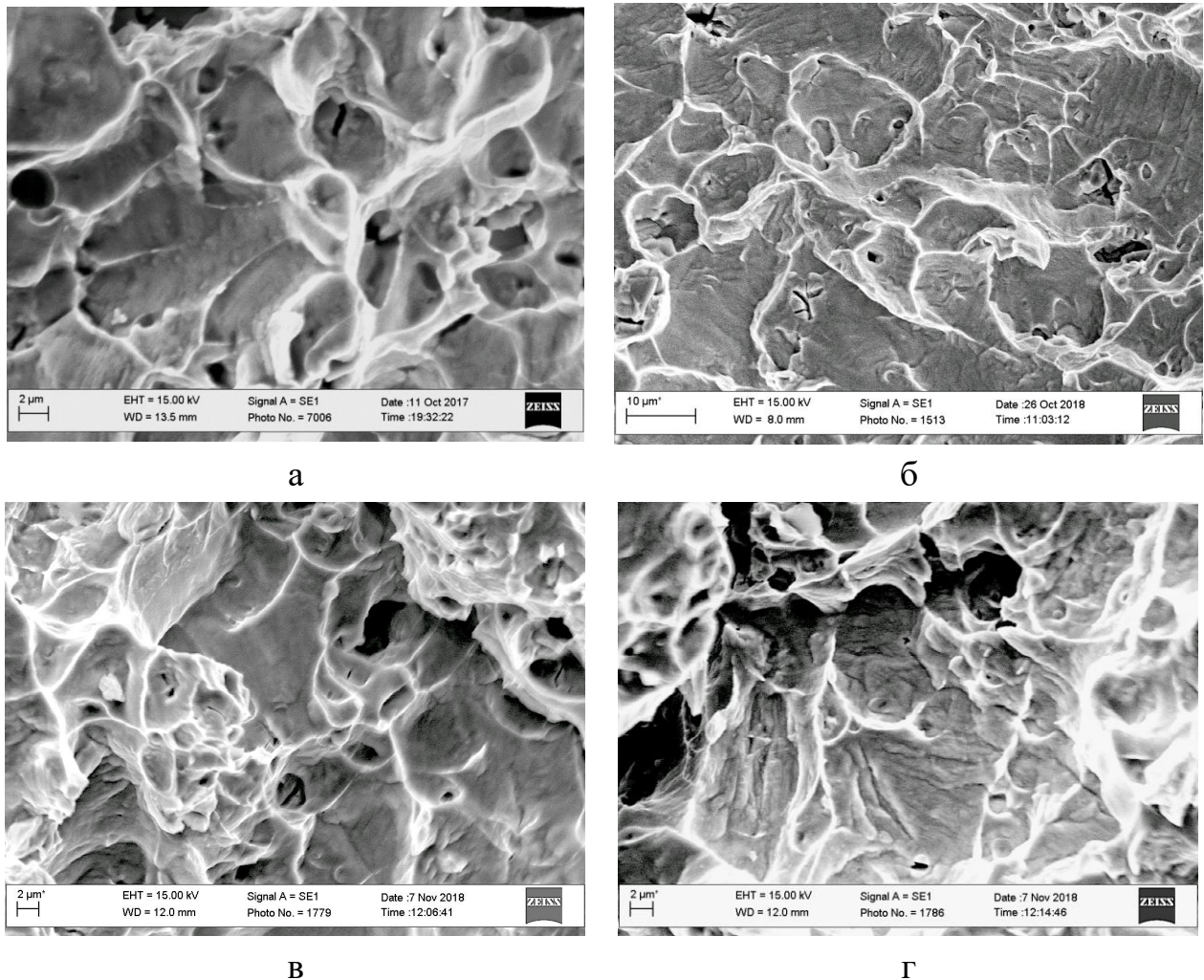


Рис. 3.24. Мікрофрактограми в центрі перерізу зразків без (а, в) та після (б, г) їх наводнювання за режимом I (б) та режимом II (г), які випробували розтягом на повітрі за кімнатної температури (а, б) та у воді за температури  $0^{\circ}\text{C}$  (в, г) за вищої, ніж на Рис. 4.10–4.12, роздільної здатності

З можливим впливом води можна пов'язати вторинне розтріскування (рис. 3.22 в), глибокі ямки корозійного походження (Рис. 3.23 в) та розтріскування

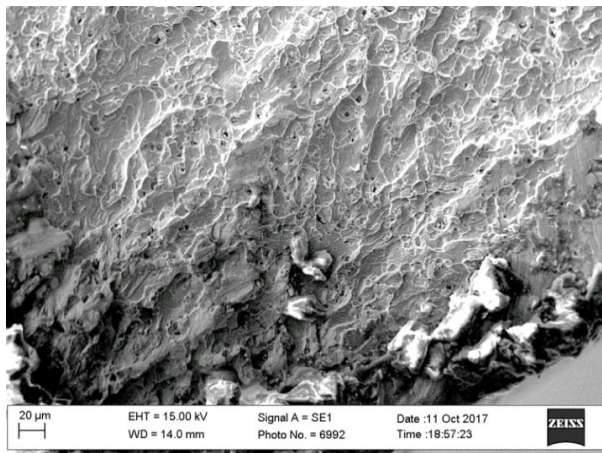
включень на дні ямок з розтравлюванням їх міжфазних меж з матрицею (Рис. 3.23 в, Рис. 3.24 в). Таким чином можна стверджувати про мінімальний вплив води (як випробувального середовища при температурі 0 °С) на механізм руйнування гладких зразків через незначну тривалість її дії на заключному етапі їх руйнування.

### **3.7.3 Мікрофрактографічний аналіз зламів в околі поверхні зразків**

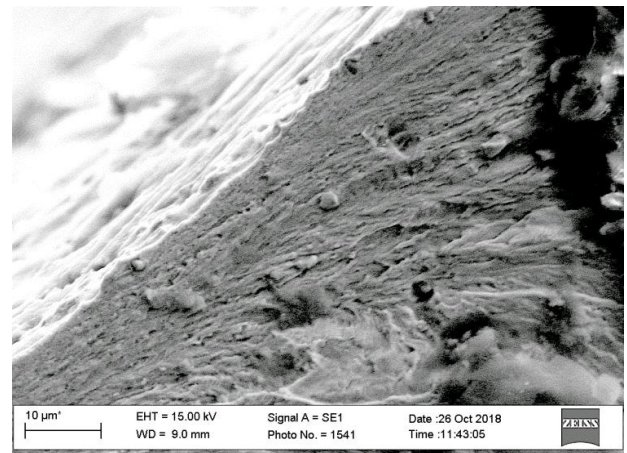
Приповерхневі шари зразків зазнали найінтенсивнішого наводнювання. Відповідно і тріщини зароджувалися саме від поверхні зразків. Так під час випроб при кімнатній температурі на повітрі руйнування зразка розпочиналося від одного з поверхневих дефектів (Рис. 3.25 а, Рис. 3.26 а), утвореного внаслідок сприятливої орієнтації цієї ділянки для локалізації деформації, а на всіх інших ділянках вздовж периметру зламу відбувалося типове в'язке руйнування внаслідок зсуву (Рис. 3.27 а). Не виявили істотного впливу низької температури, але без наводнювання, на механізм руйнування зразків в околі бічної поверхні. Він мав усі ознаки в'язкого руйнування, добре окреслені ямки відривного характеру перемежовувалися ямками зсуву (Рис. 3.25 в, Рис. 3.26 в, Рис. 3.27 в). Практично не виявили ознак структурно-фазового перетворення з характерними для кристалів мартенситу рельєфом. Звідси прийшли до висновку, що понижена температура випроб, не створює достатніх передумов для формування мартенситу в нітинолі.

Ситуація разюче змінилася коли зразки перед випробами електролітично наводнювали. Причому навіть за випроб розтягом при кімнатній температурі в поверхневих шарах зразка виявили тоненьку смужку (до 25 мкм) з характерним рельєфом практично паралельних слідів (Рис. 3.25 б). Вважали, що ці сліди відповідають гребням відриву вздовж меж мартенситних кристалів, утворених внаслідок деформування наводненого металу. Оскільки в ненаводненому металі таких слідів не спостерігали, то їх поява оумовлена виключно температурою, коли таке перетворення вважається утрудненим для цього сплаву.

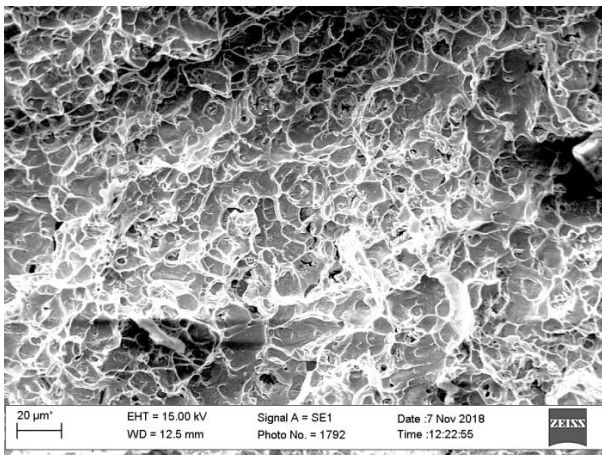
Глибина ділянки з фрактографічними ознаками, пов'язаними із структурно-фазовим перетворенням аустеніту у мартенсит, істотно зростає (до 1 мм) в зразку, наводненому за режимом II та за випробів при температурі 0 °С. Це пов'язано з інтенсивнішим наводнюванням зразка і проникненням водню на більшу глибину. Глибина структурно модифікованого шару змінювалася вздовж периметру зламу від 200 мкм (Рис. 3.25 в) до 500 мкм, що спричинено відмінностями розподілу зерен із сприятливою для пластичного деформування орієнтацією вздовж периметру зразка.



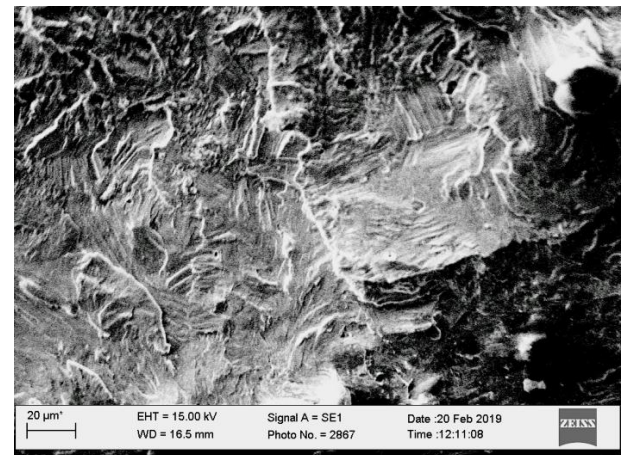
а



б



в



г

Рис. 3.25. Мікрофрактограми в околі бічної поверхні зразків без (а, в) та після (б, г) їх наводнювання за режимом I (б) та режимом II (г), які випробували розтягом на повітрі за кімнатної температури (а, б) та у воді за температури 0 °С (в, г)



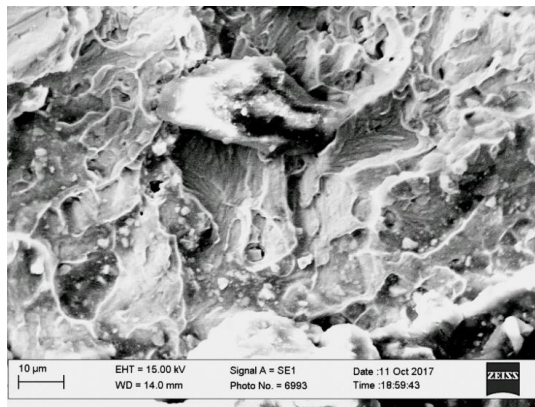
Відмінності рельєфів зламів за наводнювання стають ще очевиднішими за вищої роздільної здатності (Рис. 3.26, Рис. 3.27). З цього можна зробити однозначний висновок, що крихкість сплаву з пам'яттю форми забезпечують саме приповерхневі шари зразків, в яких відбулося структурно-фазове перетворення. Адже відомо, що мартенситу (як структурної складової) властива низька пластичність (а, отже, висока крихкість) порівняно з аустенітом. Ця крихкість особливо чітко проявляється за впливу водню. Адже водень, як елемент з високою фугітивністю, легко проникає вздовж меж кристалів мартенситу (як локацій з підвищеною густиною дефектів) і, тим самим, знижує когезивний зв'язок між суміжними кристалами.

Фрактографічною особливістю водневого окрихчення за випроб наводненого сплаву за кімнатної температури на повітрі вважали сліди пластичного деформування при руйнуванні перетинок між крихкими відколами вздовж меж суміжних кристалів мартенситу (Рис. 3.26 б, Рис. 3.27 б). Тоді як у випадку випроб наводненого сплаву за температури 0 °С у воді руйнування перетинок між суміжними фасетками відколу вздовж меж кристалів мартенситу також відбувалося крихко (Рис. 3.26 г, Рис. 3.27 г).

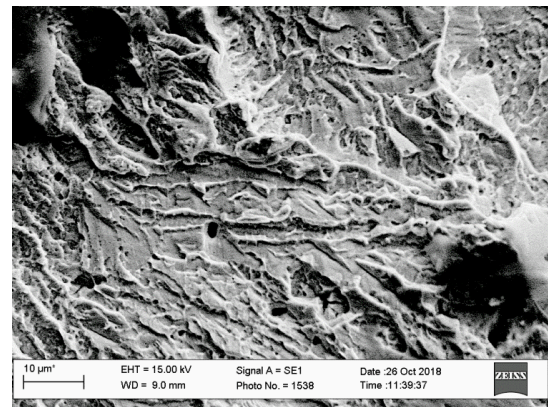
Це може бути наслідком як вищої концентрації водню у сплаві (через більшу тривалість і густину струму наводнювання), так і нижчої температури випроб. А, можливо, навіть наслідком синергічного впливу обох цих чинників.

Дрібні пори (завбільшки до 0,5 мкм) вважали особливим доказом впливу водню на процес руйнування (Рис. 3.27 б). Адже саме пори з такими розмірами пов'язують з місцями рекомбінованого водню.

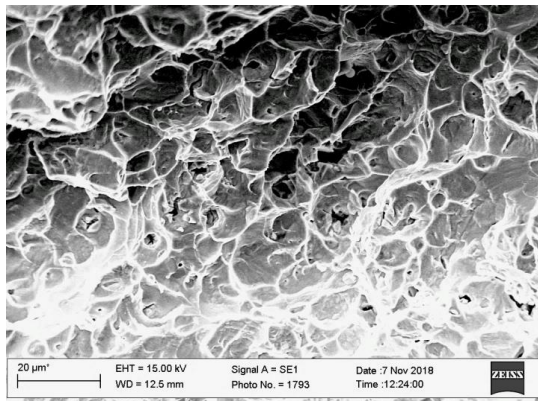
У нашому випадку такі пори в основному розташовані вздовж меж кристалів мартенситу. Вважали, що під тиском водню, накопиченого в цих порах під час наводнювання, енергозатрати на крихкі відколи вздовж меж кристалів мартенситу істотно зменшувалися і, як наслідок, руйнування зразка відбувалося за істотно нижчого навантаження.



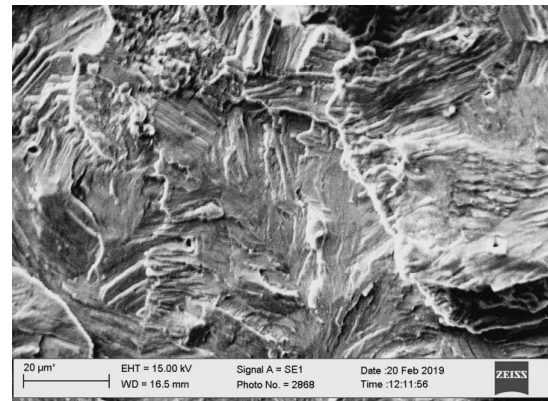
а



б



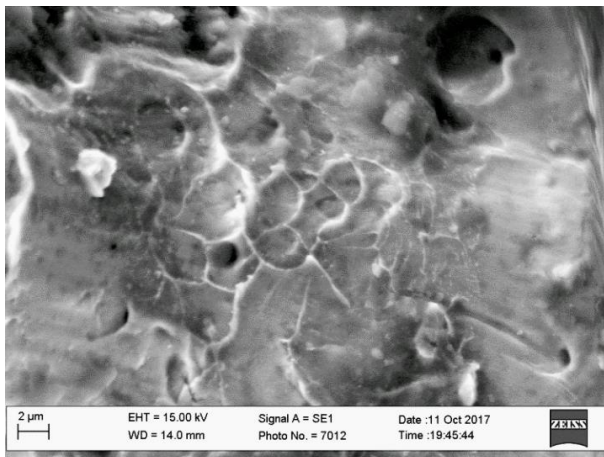
в



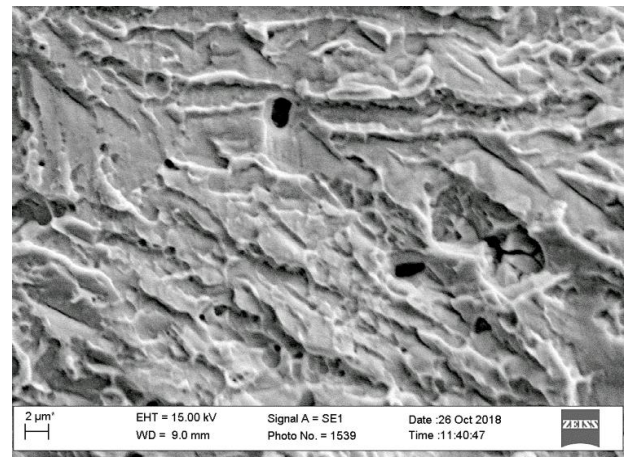
г

Рис. 3.26. Мікрофрактограми в околі бічної поверхні зразків без (а, в) та після (б, г) їх наводнювання за режимом I (б) та режимом II (г), які випробували розтягом на повітрі за кімнатної температури (а, б) та у воді за температури 0 °С (в, г) за вищої, ніж на Рис. 3.25, роздільної здатності

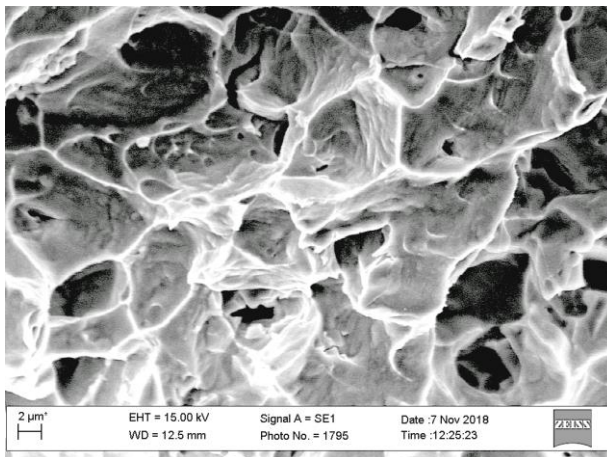
Фрактограми, представлені на Рис. 3.28, дають змогу порівняти особливості руйнування в зоні зародження тріщини від бічної поверхні зразків, які перед випробами розтягом електролітично наводнювали за різними режимами. З фрактограм за невисокої роздільної здатності оцінили розмір зони з ознаками крихкого руйнування, яка відповідає ширині зони, де відбулося структурно-фазове перетворення (Рис. 3.28 а, в). На наведених фрактограмах зафіксували очевидне зростання ширини цієї зони (від 25 до 200 мкм) в міру зростання тривалості попереднього наводнювання від 48 до 550 годин. Причому в останньому випадку ширина зони змінювалась вздовж периметру зламу і досягала в деяких місцях 500 мкм.



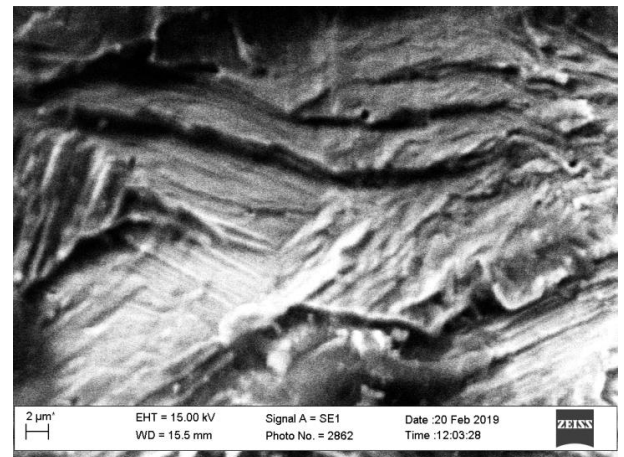
а



б



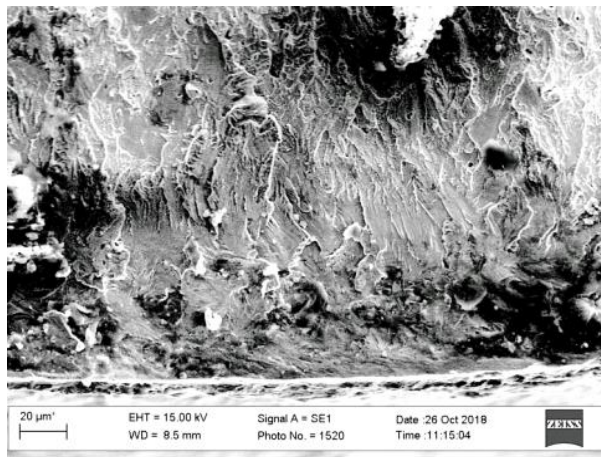
в



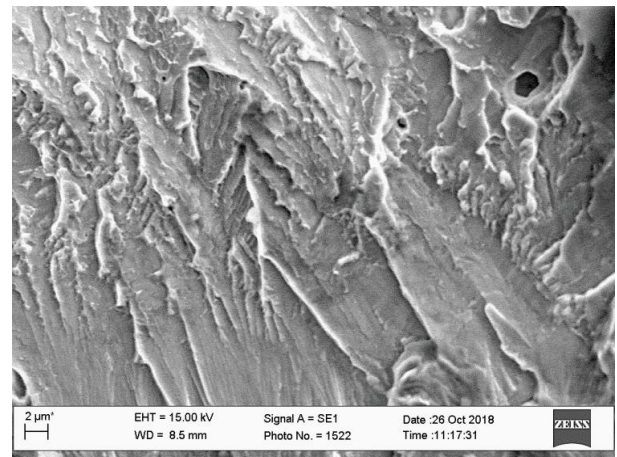
г

Рис. 3.27. Мікрофрактограми в околі бічної поверхні зразків без (а, в) та після (б, г) їх наводнювання за режимом I (б) та режимом II (г), які випробували розтягом на повітрі за кімнатної температури (а, б) та у воді за температури 0 °C (в, г) за вищої, ніж на Рис. 3.26, роздільної здатності

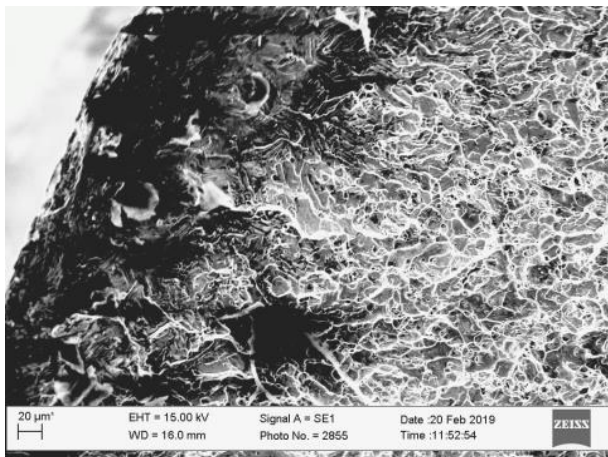
За вищої роздільної здатності встановили, що за випроб на повітрі зразків наводнених за різних режимів, морфологія зламів залишається практично незмінною (Рис. 3.28 б). Як спільну ознаку цих зламів відзначили орієнтованість крихких відколів в основному в напрямі від бічної поверхні до центру перерізу зразків. Водночас за випроб при температурі 0 °C рельєф в зоні крихкого руйнування змінився (Рис. 3.28 г). А саме, зникла відзначена за випроб при 20 °C однонаправленість крихких відколів в напрямі до центру зламу, дещо зросла висота перетинок між відколами, які з'єднують суміжні кристали мартенситу.



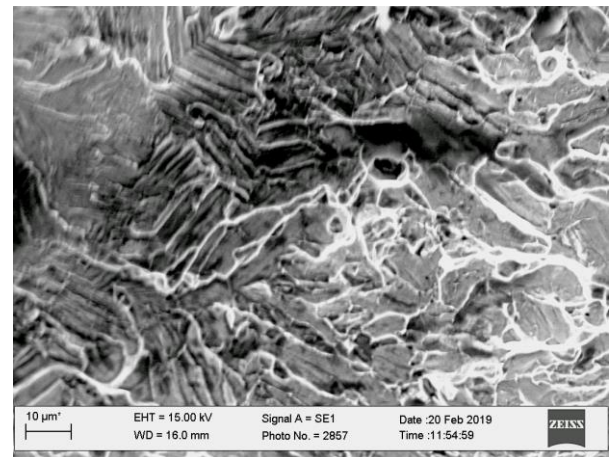
а



б



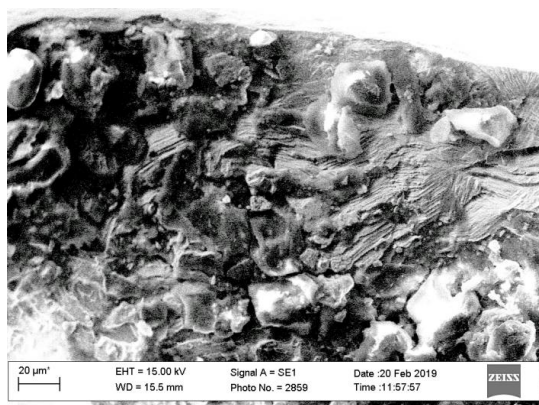
в



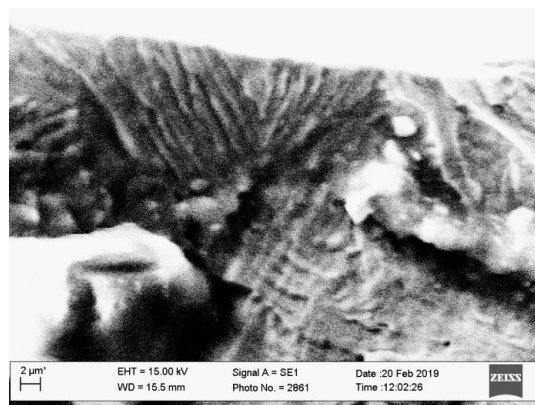
г

Рис. 3.28. Фрактограми росту тріщини від бічної поверхні зразків випробуваних розтягом за кімнатної температури (а, б) та за температури 0 °С (в, г), які перед руйнуванням розтягом електролітично наводнювали за режимом I (а, б) та режимом II (в, г)

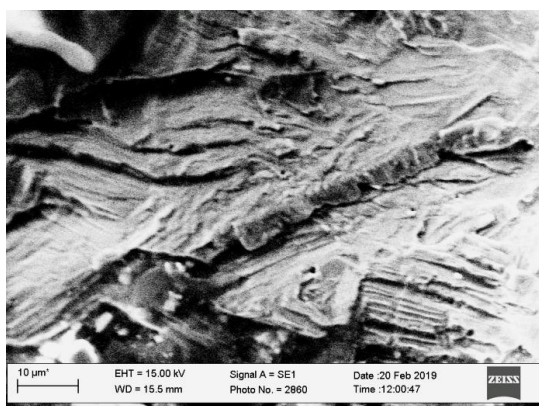
Проаналізували особливості руйнування на етапі зародження руйнування у зразку, який наводнювали за найжорсткішого режиму (Рис. 3.29). Виявили очевидний зв'язок зламу з зернами аустеніту, в межах яких відбувалося структурно-фазове перетворення, що проявилось різною орієнтацією кристалів мартенситу в кожному окремому зерні (Рис. 3.29 а, б). Такої тенденції не спостерігали за випроб наводнених зразків на повітрі. А фрактограми на Рис. 3.29 б, в чітко доказують крихкий механізм руйнування перетинок між паралельними площинками відколу між суміжними кристалами мартенситу.



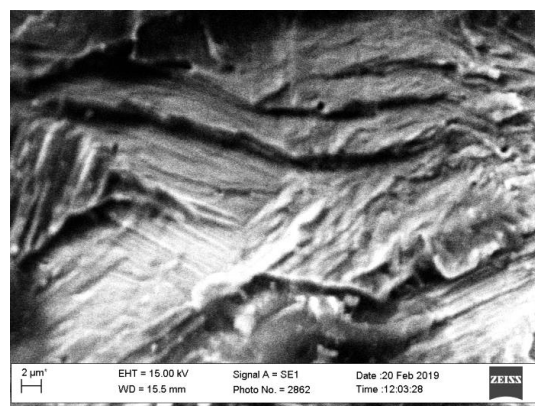
а



б



в



г

Рис. 3.29. Фрактограми зародження руйнування від бічної поверхні зразка, випробуваного у воді за температури  $0^{\circ}\text{C}$ , після попереднього наводнювання за режимом II (роздільна здатність зростає від а до г)

Звідси прийшли до висновку, що найсприятливіші умови для структурно-фазового переходу реалізуються за впливу комплексу всіх проаналізованих чинників, а саме, температури випроб, режиму наводнювання та наводнювального середовища.

## 4 ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ТЕМПЕРАТУРИ, АСИМЕТРІЇ ЦИКЛУ ТА ЗМІННОЇ АМПЛІТУДИ НАВАНТАЖЕННЯ НА ФУНКЦІОНАЛЬНУ І МЕХАНІЧНУ ВТОМУ

### 4.1 Вплив температури на функціональні властивості

Досліджували вплив температури ( $0\text{ }^{\circ}\text{C}$  і  $20\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) на функціональні властивості нітинолу за циклічного навантаження циліндричних зразків діаметром  $4\text{ мм}$  (при  $0\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) і  $5\text{ мм}$  (при  $20\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) та довжиною робочої ділянки  $12,5\text{ мм}$  (Рис. 2.5 а) з частотою навантаження  $0,5\text{ Гц}$  (п. 2.3). Випробування проводили за коефіцієнту асиметрії циклу навантаження  $R_{\sigma} = 0$  на сервогідравлічній машині СТМ-100 [182] за сталого максимального переміщення штока з частотою навантаження  $0,5\text{ Гц}$  і синусоїдальною формою циклу.

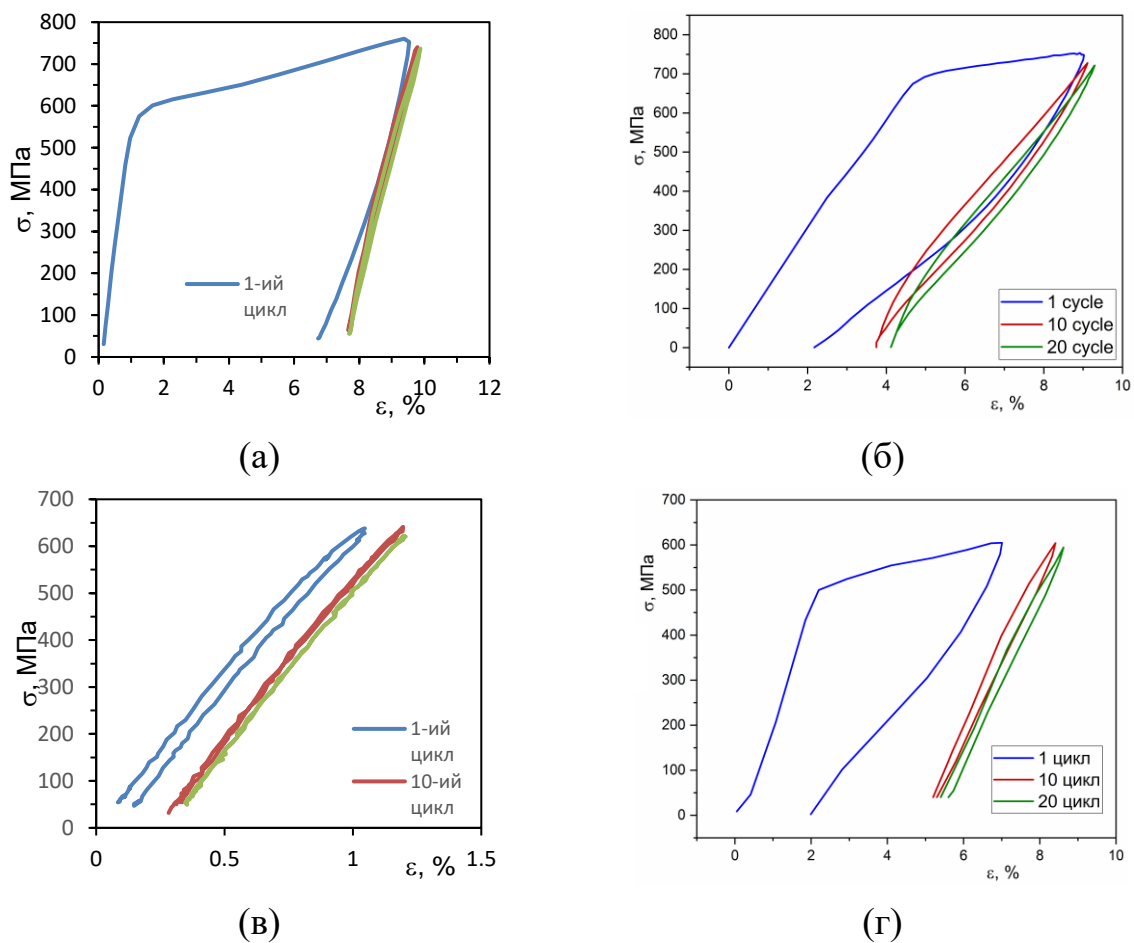


Рис. 4.1. Діаграми деформування за  $\Delta\sigma_1 = 761\text{ МПа}$  (3) (а),  $638\text{ МПа}$  (5) (в) при  $20\text{ }^{\circ}\text{C}$  та  $\Delta\sigma_1 = 748\text{ МПа}$  (12) (б),  $604\text{ МПа}$  (10) (г) при  $0\text{ }^{\circ}\text{C}$

На Рис. 4.1 подано діаграми циклічного деформування NiTi сплаву при 20 °C і 0 °C за сумірних значеннях розмаху напруження в першому циклі навантаження. Незалежно від температури і значення розмаху напруження  $\Delta\sigma_1$  циклічне навантаження приводить до виродження петлі гістерезису (зменшення її ширини) з подальшою її стабілізацією після 10–20 циклів навантаження. При сумірних значеннях розмаху напруження  $\Delta\sigma_1 = 761$  МПа і 748 МПа, за температури 20 °C залишкова деформація в першому циклі дорівнює приблизно 6% (Рис. 4.1 а), що втричі перевищує аналогічну деформацію при 0 °C (Рис. 4.1 б).

За менших значень розмаху напруження в першому циклі, відповідно 638 МПа і 604 МПа залишкова деформація при  $N = 1$  і 20 °C (Рис. 4.1 в) майже на півтора порядку менша від такої при 0 °C (Рис. 4.1 г).

Залежності дисипованої енергії за цикл від кількості циклів навантаження при температурі 0 °C та 20 °C подані на Рис. 4.2. Інтенсивне зменшення густини енергії дисипації спостерігається упродовж перших 10–20 циклів навантаження. За однакового значення розмаху напруження  $\Delta\sigma_1$  та кількості циклів навантаження енергія дисипації при 0 °C у 2–4 рази більша проти 20 °C.

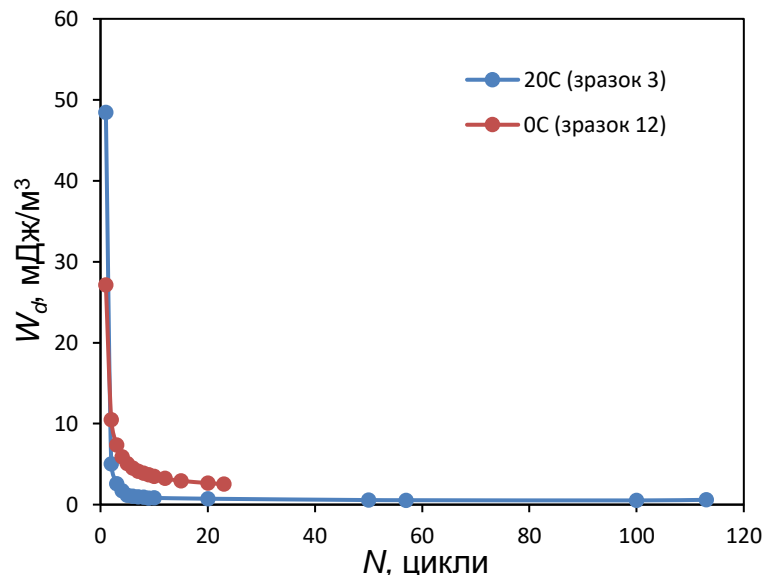


Рис. 4.2. Залежності дисипованої енергії NiTi сплаву від кількості циклів навантаження:  $\Delta\sigma_1 = 748$  МПа (0 °C), та  $\Delta\sigma_1 = 761$  МПа (20 °C)

Залежності залишкової деформації нітинолу від кількості циклів навантаження при температурі 0 °С і 20 °С за приблизно однакових значень розмаху напруження подано на Рис. 4.4.

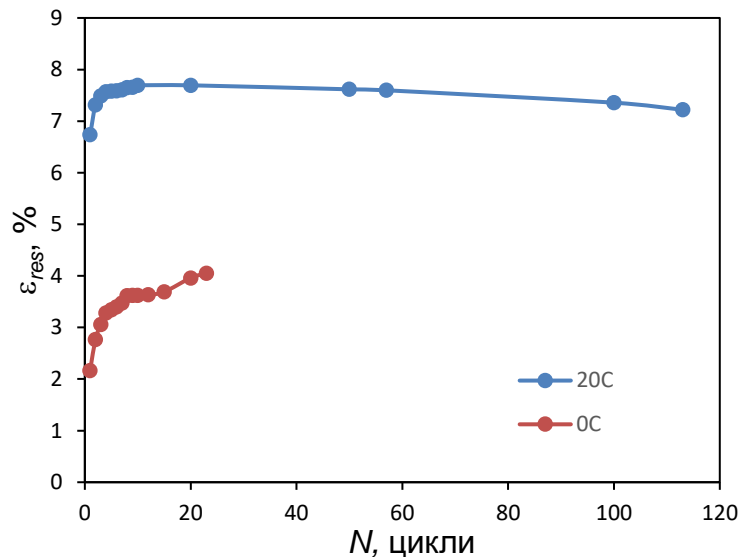


Рис. 4.3. Залежності залишкової деформації NiTi сплаву від кількості циклів навантаження:  $\Delta\sigma_1 = 748$  МПа (0 °С), та  $\Delta\sigma_1 = 761$  МПа (20 °С)

На відміну від енергії дисипації, зниження температури від 20 °С до 0 °С має протилежний вплив на залишкову деформацію, зменшуючи її в 1,8–3,1 рази за однакової кількості циклів навантаження. Слід також відмітити і різний характер зміни залишкової деформації при циклічному навантаженні за різної температури. Якщо при температурі 0 °С спостерігали неперервне збільшення залишкової де формації, то при вищій температурі, після десяти циклів навантаження залишкова деформація залишалася сталою, а в подальшому дещо зменшувалася.

## 4.2 Вплив асиметрії циклу навантаження на функціональну втому

Вплив асиметрії циклу навантаження на функціональні властивості псевдопружного Ni<sub>55.8</sub>Ti<sub>44.2</sub> сплаву (Таблиця 3.1 та Таблиця 3.3) досліджували за



одновісного розтягу циліндричних зразків. Експериментальним шляхом встановлено залежності зміни залишкових деформацій, розмаху деформацій та дисипованої енергії від асиметрії циклу навантаження.

Циліндричні зразки діаметром 4 мм і робочої ділянки зразка 12,5 мм (Рис. 2.5 а) використано для випробувань при одновісному циклічному навантаженні за температури 0 °С і коефіцієнті асиметрії циклу навантаження  $R_\sigma = 0$  і  $R_\sigma = 0,5$ . Випробування проводилися у режимі контрольованого переміщення штока гідроциліндра при асиметрії циклу навантаження  $R_\sigma = 0$ . У цьому випадку максимальне напруження, за винятком перших двадцяти циклів навантаження, залишається сталим [180].

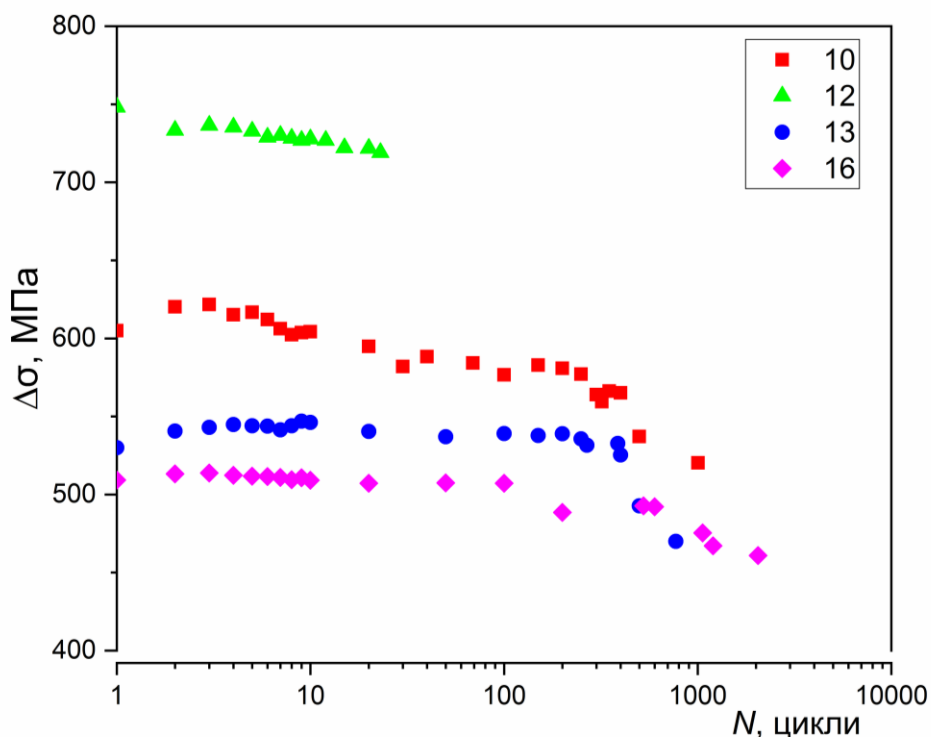


Рис. 4.4. Залежності розмаху напруження від кількості циклів до руйнування NiTi сплаву  $\Delta\sigma_1 = 509$  МПа (16), 530 МПа (13), 605 МПа (10), 748 МПа (12) при  $R_\sigma = 0$

Залежності розмаху напружень від кількості циклів навантаження при різних початкових значеннях розмаху напружень у першому циклі  $\Delta\sigma_1$  показані на Рис. 4.4. Під час перших циклів навантаження у режимі контрольованого

переміщення штока розмах напружень збільшується, тобто матеріал зміцнюється. Також можна відзначити ділянки ослаблення та стабілізації з подальшим зменшенням розмаху напружень. Виняток становить лише зразок (12) з початковим діапазоном напружень  $\Delta\sigma_1 = 748$  МПа, де значення  $\Delta\sigma$  постійно зменшується під час випробувань.

Втомні випробування при асиметрії циклу навантаження  $R_\sigma = 0,5$  проводили в м'якому режимі навантаження (за контрольованого зусилля). Таким чином, можна припустити, що під час випробувань максимальні та мінімальні напруження були постійними.

Типові петлі гістерезису для 1-го, 10-го та 20-го циклів навантаження за однакових максимальних напружень та різних значеннях асиметрії циклу навантаження представлені на Рис. 4.5. Отримані результати показують значне зменшення площі петлі гістерезису після перших десяти циклів і його стабілізація через двадцять циклів для обох асиметрій циклу навантажень (Рис. 4.5 а, б).

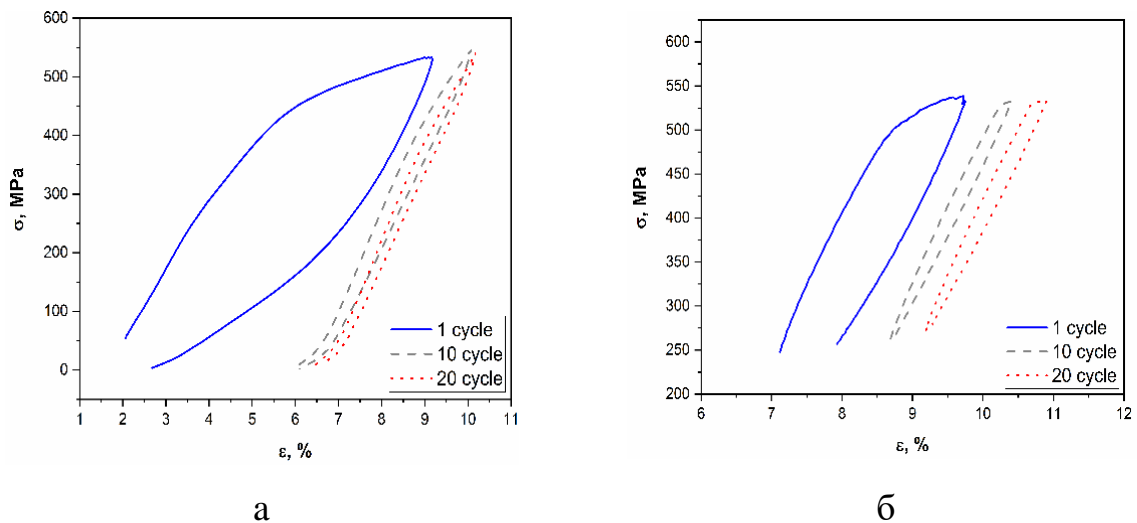


Рис. 4.5. Діаграми деформування за максимального напруження  $\sigma_{\max} = 530$  МПа при  $R_\sigma = 0$  – а та  $\sigma_{\max} = 538$  МПа при  $R_\sigma = 0,5$  – б

Функціональні властивості псевдопружних СПФ можна охарактеризувати залишковими деформаціями. Залишкова деформація вважається пов'язаною з деяким орієнтованим мартенситом, який не повертається назад в аустеніт під час

зворотнього перетворення [135]. Зі збільшенням циклів навантаження залишкова деформація зростає (Рис. 4.6). Збільшення початкового розмаху напружень від 509 МПа до 605 МПа збільшує залишкову деформацію, що призводить до деградації псевдопружності (функціональних властивостей). Однак із подальшим збільшенням початкового розмаху напружень до 748 МПа значення залишкової деформації від кількості циклів навантаження зміщується вниз як і для залежності при  $\Delta\sigma_1 = 605$  МПа. Вказана інверсія із загального закону обумовлена тим, що початковий розмах напружень становить 8,7% при  $\Delta\sigma_1 = 748$  МПа в першому циклі, що перевищує максимальне значення деформації, при якій все ще проявляється ефект надпружності.

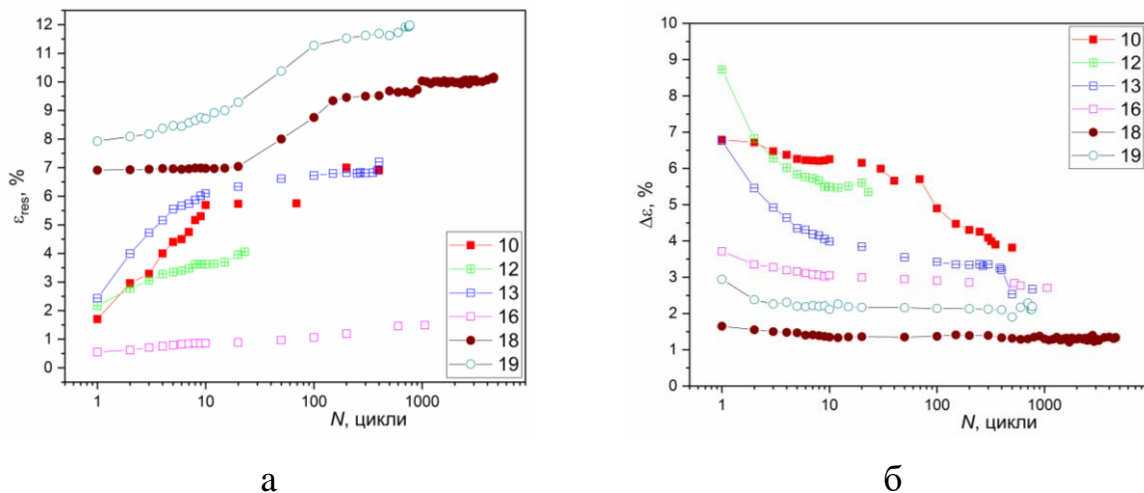


Рис. 4.6. Залежності залишкової деформації – а та розмаху деформації – б від кількості циклів до руйнування NiTi сплаву

$\Delta\sigma_1 = 509$  МПа (16), 530 МПа (13), 605 МПа (10), 748 МПа (12) при  $R_\sigma = 0$ ,  
 $\Delta\sigma = 243$  МПа (18), 305 МПа (19) при  $R_\sigma = 0,5$

Зі зміною коефіцієнта асиметрії циклу навантаження  $R_\sigma$  від 0 до 0,5 залишкова деформація значно збільшується в першому та наступних циклах навіть при менших значеннях розмаху напружень (Рис. 4.6 а). Значна відмінність значень залишкових деформацій пояснюється тим, що під час випробувань при повному розвантаженні ( $R_\sigma = 0$ ) залишкова деформація визначалася при

напруженні  $\sigma_{\min} = 0$ , а під час випробувань при неповному розвантаженні при напруженні  $\sigma_{\min} = 0,5\sigma_{\max}$ .

Функціональні властивості псевдопружних СПФ також можна характеризувати розмахом деформацій. Залежності розмаху деформацій від кількості циклів навантаження для різних значень розмаху напружень у першому циклі зображено на Рис. 4.6 б. Значення розмаху напружень взяті при половині втомної довговічності ( $0,5 N_f$ ).

Спостерігалось стрімке зменшення розмаху деформацій для всіх значень розмаху напружень  $\Delta\sigma$  протягом перших десяти циклів навантаження при  $R\sigma = 0$ , з подальшою стабілізацією розмаху деформацій або менш чи більш інтенсивним її зменшенням аж до руйнування зразок. Зі збільшенням розмаху напружень від 509 МПа до 748 МПа розмах деформації у першому циклі зростає з 3,7% до 7,7%. Розмах деформацій значно менший при  $R\sigma = 0,5$  (часткове розвантаження), ніж при випробуваннях з повним розвантаженням ( $R\sigma = 0$ ), хоча ця різниця зменшується зі збільшенням кількості циклів навантаження.

В цілому різниця розмаху деформації при різних значеннях розмаху напружень також зменшується зі збільшенням кількості циклів навантаження.

Залежності дисипованої енергії за цикл від кількості циклів до руйнування наведені на Рис. 4.7.

Для обох значень асиметрії циклу навантажень, так як і у випадку розмаху напружень і деформацій, протягом перших 10–20 циклів, спостерігається різке зниження енергії дисипації, яке переходить у область стабілізації. Зі збільшенням розмаху напружень від 509 МПа до 748 МПа значення енергії дисипації зростає на початковій стадії деформації до 20 циклу навантаження.

Експериментальні залежності енергії дисипації від кількості циклів навантаження при повному та частковому розвантаженні при  $N > 20$  циклах знаходяться в більш вузькому діапазоні і не перевищують значення напружень, які відповідають закінченню мартенситного перетворення.

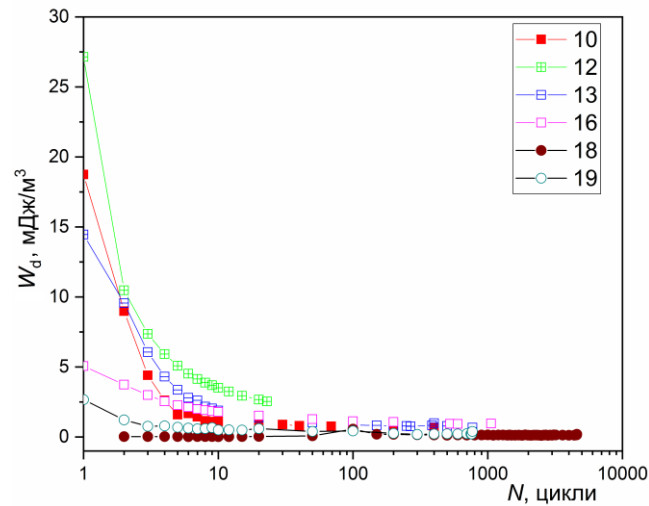


Рис. 4.7. Залежності дисипованої енергії від кількості циклів до руйнування NiTi сплаву  $\Delta\sigma_1 = 509$  МПа (16), 530 МПа (13), 605 МПа (10), 748 МПа (12) при  $R_\sigma = 0$ ,  $\Delta\sigma = 243$  МПа (18), 305 МПа (19) при  $R_\sigma = 0,5$

Залежності розсіяної енергії від розмаху напружень представлені на Рис. 4.8.

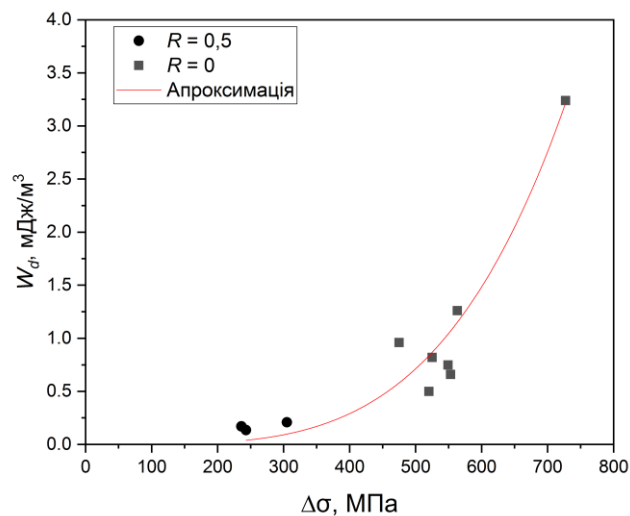


Рис. 4.8. Залежності дисипованої енергії від розмаху напружень при половині довговічності за асиметрії циклу навантаження  $R_\sigma = 0$  та  $R_\sigma = 0,5$

Для обох асиметрій циклу навантаження залежності розсіяної енергії від розмаху напружень можуть бути описані степеневою функцією

$$W_d = \alpha_1 \cdot \Delta\sigma^{m_1} \quad (4.1)$$

де  $\alpha_1 = 4 \cdot 10^{-8}$  і  $m_1 = 2,703$  є параметрами матеріалу.

Значення розсіяної енергії та розмах напружень відповідають значенням при половині циклів до руйнування.

Коефіцієнт втрат  $\eta$ , як ефективний параметр для вимірювання демпфуючої здатності пристрою, визначається як питома потужність демпфування на радіан циклу демпфування [117].

$$\eta = \Delta W / (\pi (2W - W_d)), \quad (4.2)$$

де  $W$  – максимальна потенціальна енергія демпфувального елемента.

На початковій стадії навантаження, із збільшенням кількості циклів зменшується коефіцієнт втрат NiTi сплаву, причому найстрімкіше падіння коефіцієнту втрат спостерігається упродовж перших десяти циклів навантаження (Рис. 4.9 а).

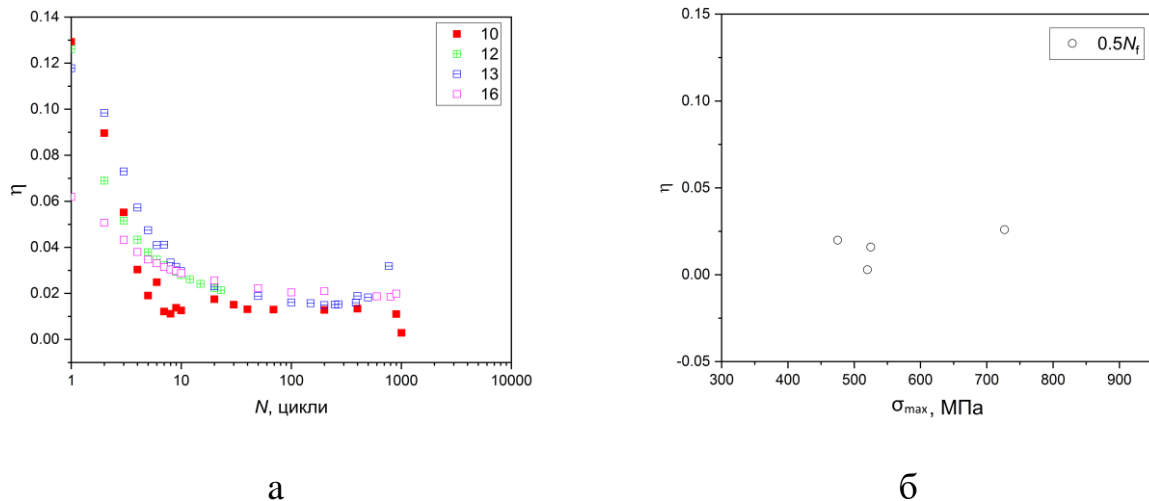


Рис. 4.9. Залежність коефіцієнту втрат від: кількості циклів навантаження – а та від розмаху напруження при  $N=0,5N_f$  – б.  $\Delta\sigma_1 = 509$  МПа (16) МПа, 530 МПа (13), 605 МПа (10), 748 МПа (12)

Після 30–40 циклів навантаження, криві коефіцієнту втрат трансформуються у горизонтальне плато, причому незалежно від величини прикладеного напруження, експериментальні точки знаходяться в межах однієї смуги розкиду 0,01–0,02 (Рис. 4.9 б). Стрімке зменшення коефіцієнту втрат на правих ділянках окремих кривих спричинене зародженням і розвитком макротріщини.

За результатами експериментальних досліджень побудовано діаграму циклічного деформування сплаву для довговічності  $N = 0,5 N_f$  (Рис. 4.10).

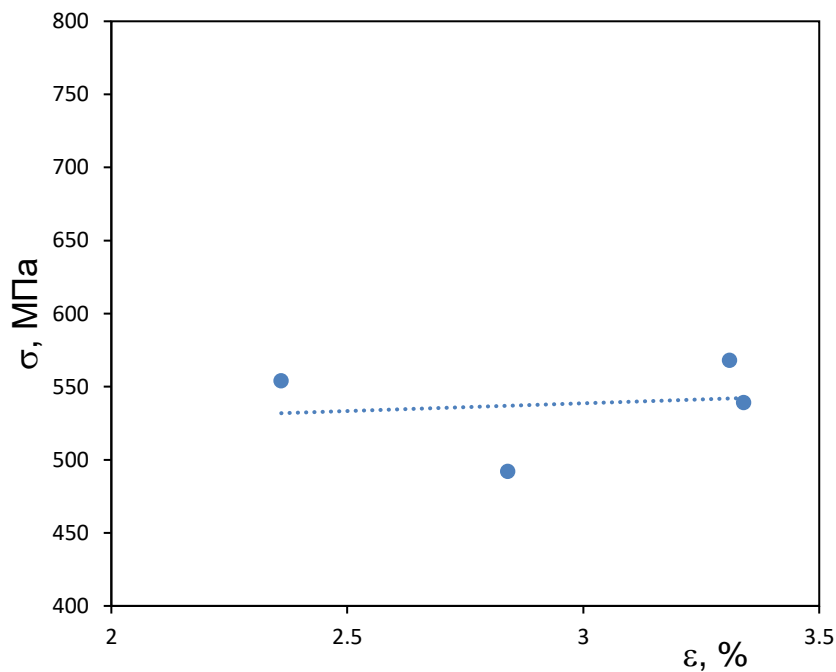


Рис. 4.10. Діаграми циклічного деформування СПФ для довговічності  $0,5 N_f$

Ця крива є важливою для уточненого розрахунку напружено деформованого стану елементів конструкцій із СПФ, які піддаються циклічному навантаженню, а також для перерахунку силових критеріїв втомного руйнування в деформаційні критерії і навпаки.

Важливою характеристикою матеріалу є модуль пружності аустеніту. Під дією циклічного навантаження початковий модуль пружності збільшується

внаслідок збільшення поряд із аустенітом об'єму стабілізованого мартенситу. Композитний матеріал, який складається із аустеніту і стабілізованого мартенситу характеризується так званим ефективним модулем пружності, значення якого буде знаходитися в межах між модулем пружності аустеніту і модулем пружності мартенситу  $E_A < E_{ef} < E_M$ . Вплив циклічного навантаження та амплітуди деформації на модуль пружності аустеніту зазначається в працях [114], [204], [205]. Зокрема, при збільшенні максимальних дотичних напружень при повністю реверсному крученні порожнинного валу з NiTi сплаву з 50.8 at % Ni, модуль пружності аустеніту, за сумірних значень кількості циклів навантаження зменшується [114]. Подібну закономірність впливу розмаху напруження ( $\Delta\sigma = 257, 315, 405$  і  $450$  МПа) за одновісного розтягу на січний модуль пружності  $E_A$  отримано для нітинолу композиції 55,88% Ni при температурі випробувань  $22^\circ\text{C}$  ( $A_f = 21,4^\circ\text{C}$ ) [205]. Варіація механічних властивостей, зокрема і модуля пружності аустеніту нітинолу, визначених на різних зразках пояснюється відмінностям текстури, температури трансформації, і виділеннями (преципітатом), що може бути результатом незначних змін у хімічному складі і/чи технології термообробки [206]. Важливим з точки зору побудови і обґрунтування критеріїв втомного руйнування сплавів з пам'яттю форми є виявлення взаємозв'язку між функціональними властивостями сплаву при циклічному навантаженні, зокрема із залишковою деформацією. Зазначається [207], що залишкова деформація псевдопружного сплаву з пам'яттю форми складається із пластичної деформації ( $\sim 79\%$ ), яка має дислокаційну природу і реверсивної деформації ( $\sim 21\%$ ) пов'язаної із залишковим мартенситом.

На Рис. 4.11 подано залежність поточного ефективного модуля пружності нітинолу при  $0^\circ\text{C}$  від залишкової деформації для різних значень розмаху напружень при коефіцієнті асиметрії  $R_\sigma = 0$  і  $0,5$  [208]. Загалом спостерігається тенденція до зменшення ефективного модуля пружності псевдопружного NiTi сплаву із збільшенням залишкової деформації.



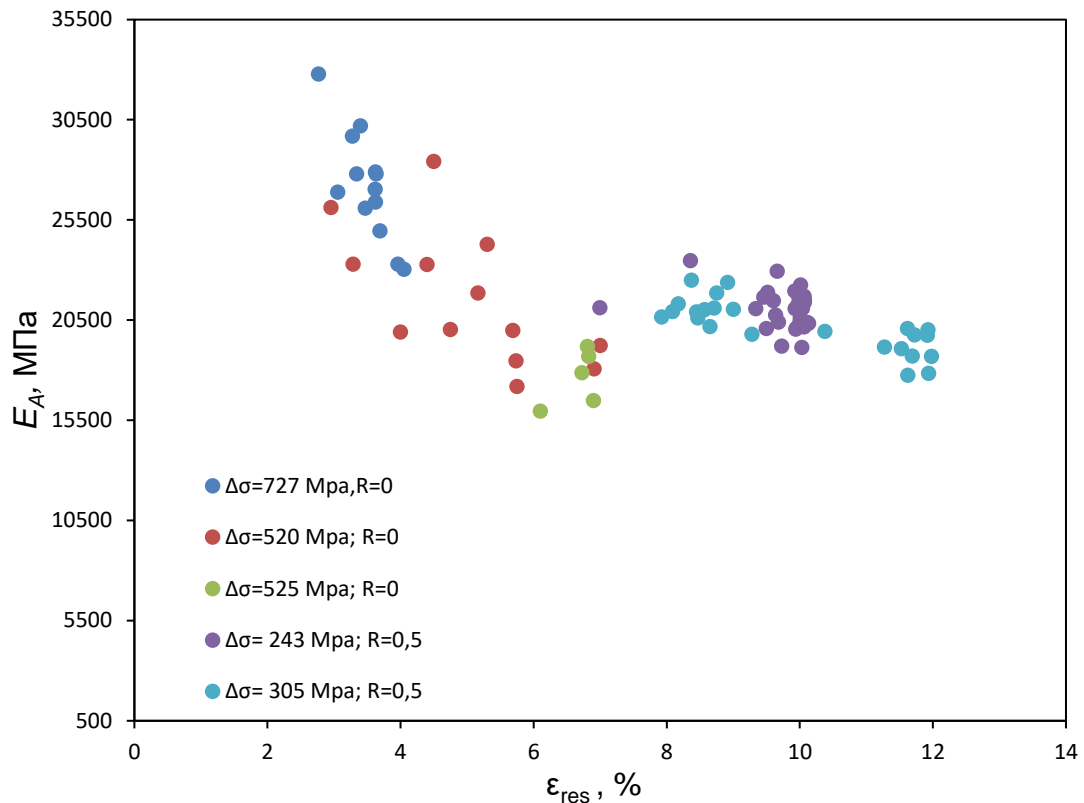


Рис. 4.11. Залежність ефективного модуля пружності псевдопружного нітинолу при температурі 0 °С від залишкової деформації при  $R_\sigma = 0$  і 0,5 та різних значення розмаху напруження

Вищевказані дані (Рис. 4.11) згруповані на Рис. 4.12 окремо для кожної асиметрії циклу навантаження. Незалежно від розмаху напруження, з урахуванням певного розкиду, для кожної асиметрії циклу ( $R_\sigma = 0$  і 0,5) існують окремі залежності ефективного модуля пружності від залишкової деформації (Рис. 4.12). За обох асиметрій циклу навантаження із збільшенням залишкової деформації ефективний модуль Юнга NiTi сплаву зменшується. Збільшення коефіцієнту асиметрії циклу навантаження від 0 до 0,5 призводить до значного зміщення вправо кривої  $E_A - \lg \epsilon_{res}$ . Зокрема, за однакового ефективного модуля пружності NiTi сплаву залишкова деформація при  $R_\sigma = 0,5$  приблизно удвічі перевищує значення  $\epsilon_{res}$  при віднульовому циклі навантаження.

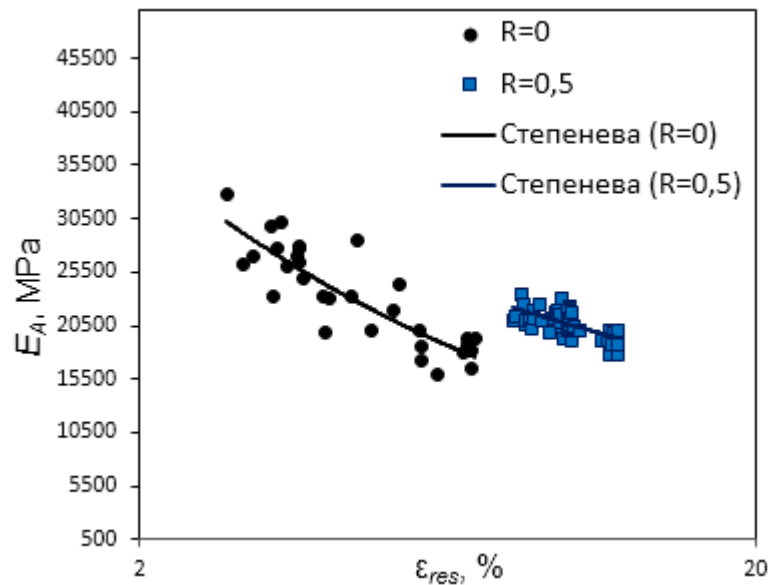


Рис. 4.12. Залежність модуля пружності аустеніту псевдопружного нітинолу при температурі 0 °С від залишкової деформації при  $R\sigma = 0$  і 0,5.

#### Експеримент і апроксимація

На основі аналізу табличних даних, отриманих в роботі [46] побудовані графічні залежності ефективного модуля пружності псевдопружного NiTi сплаву з пам'яттю форми (50,8% Ni – 49,2% Ti) від залишкової деформації (Рис. 4.13) і від оборотної деформації (Рис. 4.14) [208].

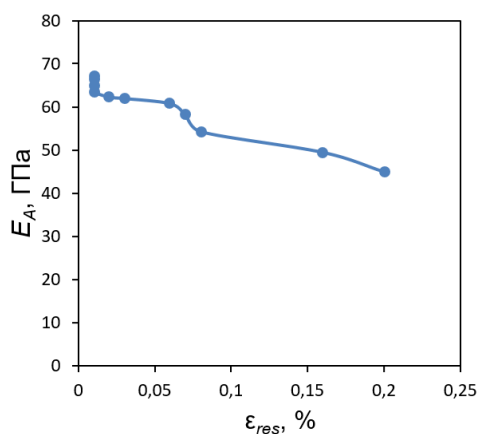


Рис. 4.13. Залежність ефективного модуля пружності аустеніту від залишкової деформації. За даними [46]

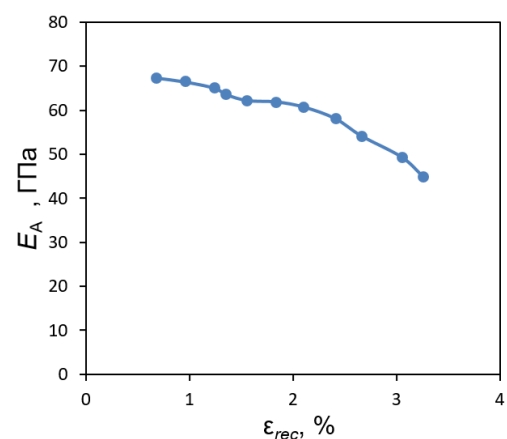


Рис. 4.14. Залежність ефективного модуля пружності аустеніту від оборотної деформації. За даними [46]

На ділянці стабілізації при випробуванні в умовах контрольованої максимальної деформації, із збільшенням залишкової деформації, ефективний модуль пружності, зменшується (Рис. 4.13).

Подібна закономірність зміни ефективного модуля пружності зазначеного NiTi сплаву на ділянці стабілізації спостерігається також при збільшенні оборотної деформації (Рис. 4.14).

### 4.3 Вплив температури на втомну довговічність

Вплив температури (при 0 °C і 20 °C) на втомну довговічність псевдопружного NiTi сплаву за одновісного розтягу досліджували на циліндричних зразках (Рис. 2.5 а) діаметром 4 мм (0 °C) і 5 мм (20 °C) і довжиною робочої ділянки 12,5 мм, які були вирізані з прутка  $\varnothing$  8 мм.

Випробування при 20 °C проводили за коефіцієнту асиметрії циклу навантаження  $R = 0$  на сервогідравлічній машині СТМ-100 [182] за сталого максимального переміщення штока з частотою навантаження 0,5 Гц і синусоїдальною формою циклу.

Коефіцієнт асиметрії циклу навантаження при 0 °C  $R_s = S_{\min}/S_{\max}$  (тут  $S_{\min}$ ,  $S_{\max}$  – найменше і найбільше значення переміщення штоку). Для першого циклу навантаження при  $s_{\min} = 0$ , напруження і деформація в зразку були відсутні. Під час випробування записували поточні значення зусилля, переміщення штока і поздовжню деформацію робочої ділянки зразка з базою вимірювання 12 мм. Детально методика випробувань описана в п. 2.3. В процесі циклічного навантаження розмах сили майже не змінювався, а її стрімке зменшення на кінцевій стадії було спричинене зародженням і розвитком макротріщини [180].

Аналіз літературних даних показав, що вода майже не впливає на втомну довговічність NiTi сплавів [130, 209–211].

На Рис. 4.15 представлено залежності розмаху напруження  $\Delta\sigma$  від кількості циклів до зруйнування  $N_f$  зразків із NiTi сплаву при 0 °C у воді та при 20 °C на

повітрі. Розмах напруження  $\Delta\sigma$  визначили за кількості циклів навантаження, яка відповідала половині довговічності до зруйнування зразка.

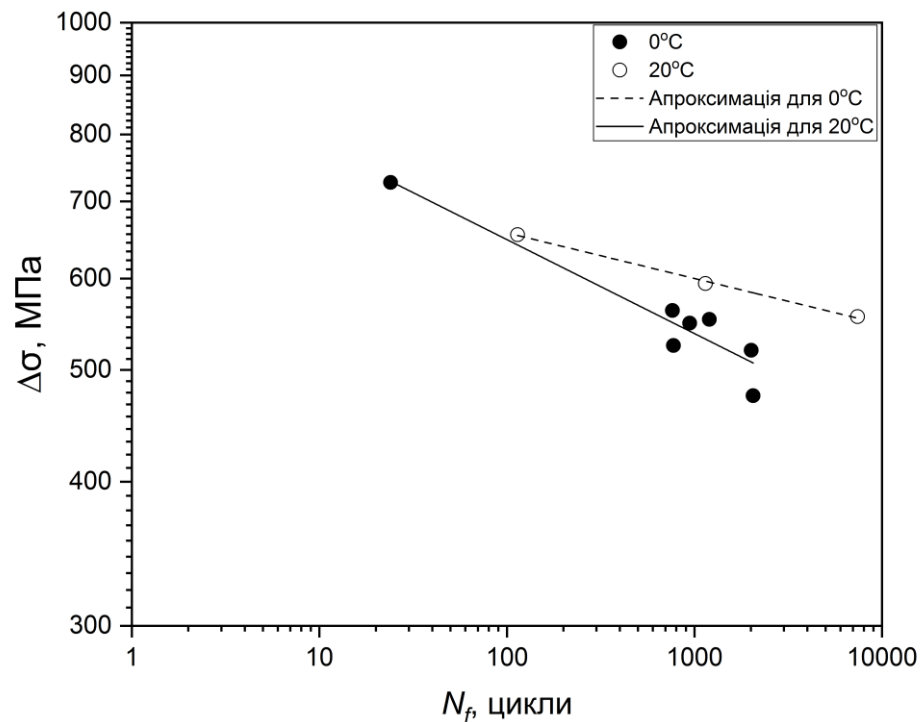


Рис. 4.15. Залежності розмаху напруження від кількості циклів до руйнування NiTi сплаву при 0 °C у воді та 20 °C на повітрі

Експериментальні дані з малоциклової втоми (Рис. 4.15), побудовані за критерієм зруйнування зразка задовільно описуються степеневою залежністю

$$\Delta\sigma \cdot N_f^{\beta_\sigma} = \alpha_\sigma \quad (4.3)$$

Значення параметрів  $\alpha_\sigma$  і  $\beta_\sigma$  рівняння, визначені за підгонкою експериментальних даних (Рис. 4.15) подані в табл. 4.1.

Збільшення температури випробувань із 0 до 20 °C підвищує втомну довговічність за малоциклового навантаження при  $N_f > 1000$  циклів і зменшує кут нахилу залежності між  $\lg\Delta\sigma$  і  $\lg N_f$ . Подібний вплив температури випробування (50 °C, 60 °C) на термін експлуатації втоми було виявлено для сплаву Ti 50.7at%Ni [1].

**Таблиця 4.1**  
**Значення параметрів рівнянь**

T, °C	$\alpha$	$\beta$	$R^2$	$\alpha_\sigma$	$\beta_\sigma$	$R^2$	A	B	$R^2$
	Рівняння (1.2)			Рівняння (4.3)			Рівняння (4.6)		
0	8,754 $\pm 1,339$	0,14 $\pm 0,026$	0,868	943,7 $\pm 53,84$	0,0814 $\pm 0,00898$	0,933	2,472	0,0581	0,941
20	5,379 $\pm 1,634$	0,198 $\pm 0,05$	0,944	788,6 $\pm 10,56$	0,0396 $\pm 0,00195$	0,997	3,018	0,0205	0,999

На Рис. 4.16 подано експериментальні криві втоми в координатах розмах деформації – кількість циклів до зруйнування зразка. Значення розмаху деформації визначали при половині довговічності до зруйнування зразка, аналогічно як і розмах напруження. Для підгонки даних використовували рівняння (1.2) з параметрами, значення яких подані в табл. 4.1.

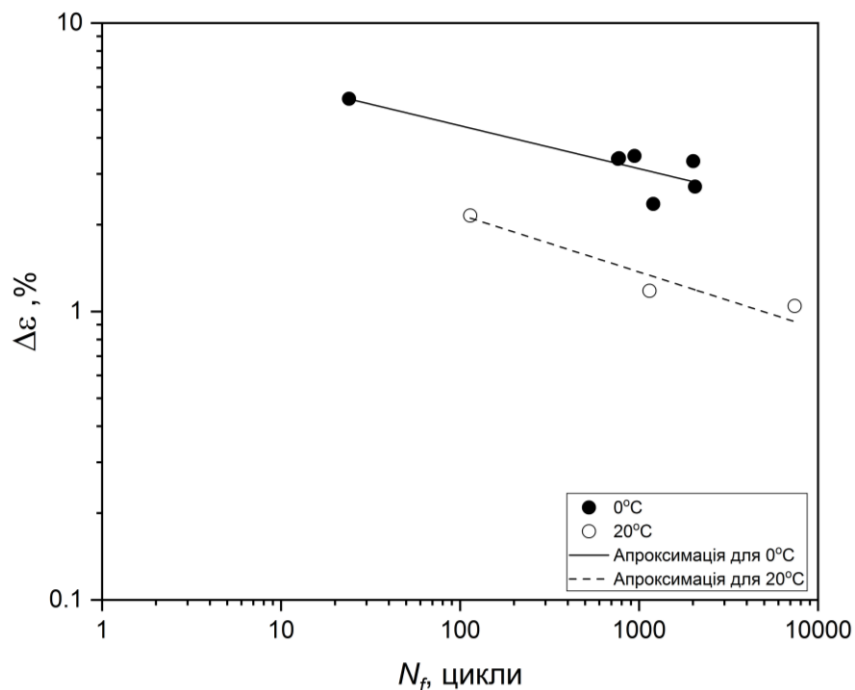


Рис. 4.16. Залежності розмаху деформацій від кількості циклів до руйнування NiTi сплаву при 0 °C у воді та 20 °C на повітрі

Лінійна поведінка залежності амплітуди деформації від кількості циклів до руйнування псевдопружного NiTi сплаву за малоциклової втоми при різних співвідношеннях між температурою випробування та температурою завершення мартенситно-аустенітного перетворення підтверджується результатами, отриманими авторами [69, 173, 212].

На противагу даним, представлених на Рис. 4.15, довговічність псевдопружного Ni<sub>55.8</sub>Ti<sub>44.2</sub> сплаву при 20 °C за рівних значень розмаху деформації значно нижча, ніж при 0 °C. Більше того, кут нахилу обох кривих у логарифмічних координатах приблизно однаковий (параметр  $\beta$  у табл. 4.1). Такий вплив температури на довговічність за малоциклової втоми подібний для NiTi дроту діаметром 0,5 мм та NiTi трубки із зовнішнім діаметром 0,9 мм та внутрішнім – 0,7 мм при одночасному випробуванні на згин та кручення за температури 20 °C–80 °C [130]. Довговічність зростає із зниженням температури з 110 °C до 20 °C для трьох типів NiTi сплавів основної форми із композиціями Ti–50,0 at%Ni; Ti–50,5 at%Ni; 50,85 at%Ni під час випробувань на втому дротів діаметром 1,0 мм за обертового вигину [128].

Також для оцінки втомної довговічності було використано параметр Одквіста, який характеризує накопичену пластичну деформацію  $\Delta\varepsilon_p$  і для циклічного навантаження визначається за формулою [213]

$$\chi = 2N \cdot \Delta\varepsilon_p \quad (4.4)$$

де  $N$  це кількість циклів.

Замінюючи  $N$  у рівнянні (4.4) на  $N_f$  та врахувавши, що для СПФ розмах пластичних деформацій можна замінити на розмах надпружної деформації  $\Delta\varepsilon$ , формулу (4.4) можна переписати наступним чином

$$\chi_f = 2N_f \cdot \Delta\varepsilon \quad (4.5)$$

В рівнянні (4.5) розмах деформації  $\Delta\varepsilon$  визначали як у попередніх випадках при  $N = 0,5 N_f$ .

Відповідно до Рис. 4.17, параметр Одквіста зростає прямо пропорційно кількості циклів завантаження до руйнування зразка і добре описується залежністю

$$\chi_f = A + B \cdot N_f \quad (4.6)$$

Значення сталих рівняння (4.6), які подані в табл. 4.1 визначали апроксимацією експериментальних даних методом найменших квадратів. Аналіз експериментальних залежностей на Рис. 4.17 показує, що параметр Одквіста  $\chi_f$  перед руйнуванням матеріалу збільшується зі зниженням температури з 20 до 0 °С.

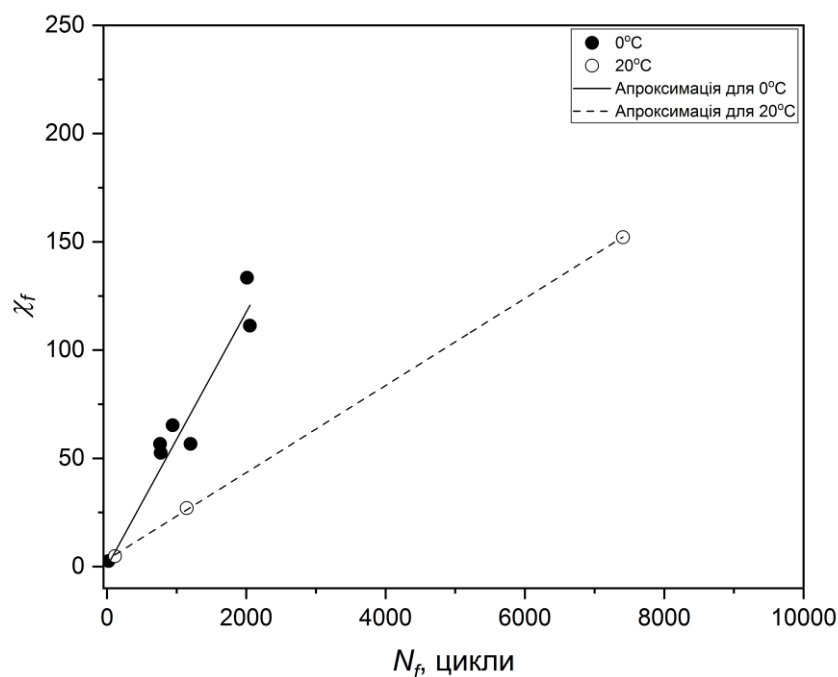


Рис. 4.17. Залежності параметра Одквіста від кількості циклів до руйнування NiTi сплаву при 0 °С у воді та 20 °С на повітрі

Із збільшенням кількості циклів навантаження дисипована енергія за цикл  $W_d$  зростає (Рис. 4.18). Експериментальні дані в цьому випадку добре описуються логарифмічною залежністю

$$W_d \cdot N_f^{\beta_{\Delta W}} = \alpha_{\Delta W} \cdot \quad (4.7)$$

Параметри  $\alpha_{\Delta W}$  та  $\beta_{\Delta W}$  з рівняння (4.7) визначалися наближенням експериментальних даних методом найменших квадратів, та подані у табл. 4.2.

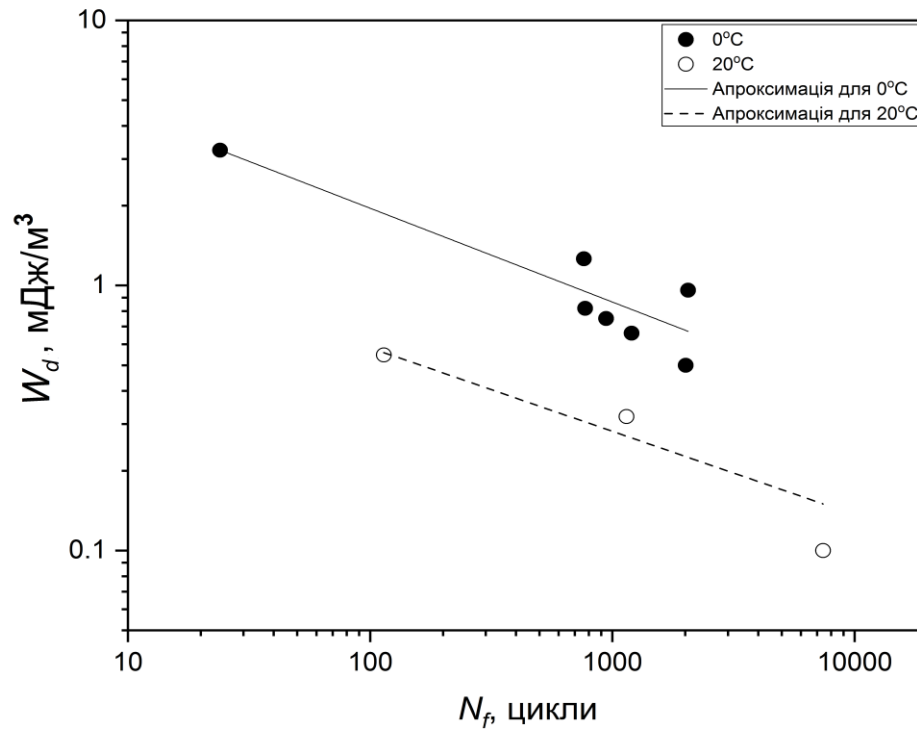


Рис. 4.18. Залежності дисипованої енергії від кількості циклів до руйнування NiTi сплаву при 0 °С у воді та 20 °С на повітрі

**Таблиця 4.2**  
**Значення параметрів рівнянь**

T, °C	$\alpha_{\Delta W}$	$\beta_{\Delta W}$	$R^2$	$A_W$	$B_W$	$R^2$
	Рівняння (4.7)			Рівняння (4.10)		
0	9,974 ±1,604	0,3537 ±0,0351	0,950	142,6	0,663	0,709
20	2,478 ±1,253	0,3148 ±0,092	0,949	148,4	0,0925	0,924



В рівнянні (4.7) енергію дисипації визначали так само, як і в попередніх випадках для половини довговічності до зруйнування. Втомна довговічність NiTi сплаву збільшується зі зниженням температури випробування при використанні критерію руйнування у вигляді питомої дисипованої енергії (Рис. 4.18).

Проаналізовано вплив температури випробування на накопичену енергію дисипації до руйнування,  $\Sigma W_d$ , яку визначали за формулою

$$\Sigma W_d = \sum_{i=1}^{N_f} W_i, \quad (4.8)$$

де  $W_i$  – дисипована енергія для  $i$ -го циклу навантаження.

В першому наближенні, зміною площі петлі гістерезису протягом перших циклів навантаження можна знехтувати. У цьому випадку формулу (4.8) можна переписати наступним чином

$$\Sigma W_d = W_d \cdot N_f, \quad (4.9)$$

де  $W_d$  – енергія дисипації при відносній довговічності  $0,5N_f$ .

Як і у випадку параметра Одквіста, експериментальні значення сумарної енергії дисипації можуть бути описані прямо порційною залежністю від кількості циклів до руйнування

$$W_d = A_W + B_W \cdot N_f \quad (4.10)$$

Параметри  $A_W$  і  $B_W$  (табл. 4.2) рівняння (4.10) визначалися за допомогою апроксимації експериментальних даних методом найменших квадратів.

Отже, сумарна енергія дисипації (Рис. 4.19) не є постійною, а зростає зі збільшенням кількості циклів навантаження до руйнування зразка.

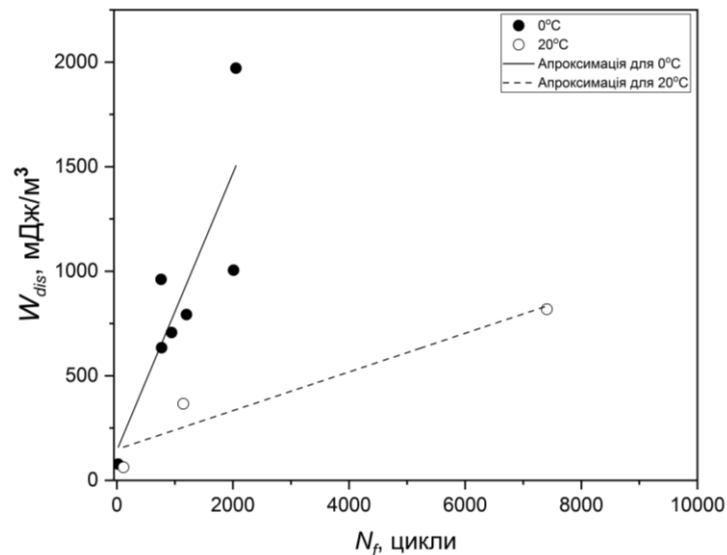


Рис. 4.19. Залежності загальної дисипованої енергії від кількості циклів до руйнування NiTi сплаву при 0 °С у воді та 20 °С на повітрі

До загальних закономірностей впливу кліматичної температури (0–20 °С) можна віднести: втомна довговічність NiTi сплаву збільшується зі зниженням температури випробування у представлені результатів від розмаху деформації (Рис. 4.16) і питомої дисипації енергії за цикл (Рис. 4.18). Проте у випадку використання розмаху напружень (Рис. 4.15) та параметра Одквіста (Рис. 4.16) або сумарної питомої енергії дисипації (Рис. 4.19), як критеріїв втомного руйнування, довговічність NiTi сплаву за температури 0 °С, є меншою ніж за кімнатної температури.

#### 4.4 Вплив змінної амплітуди навантаження на функціональні властивості NiTi сплавів з ефектом пам'яті форми

Більшість елементів конструкцій, виготовлених з СПФ, у реальних умовах піддаються дії навантаження змінної амплітуди. Однак, є декілька робіт, котрі стосуються впливу послідовності навантаження [154, 206] на функціональну втому СПФ. Зокрема, у роботі [154] досліджено вплив послідовності ступінчастого навантаження різної амплітуди в умовах контрольованого переміщення затискачів на функціональні властивості псевдопружного NiTi

сплаву. Такі блоки прикладено із збільшенням амплітуди навантаження, зменшенням амплітуди навантаження, і навантаженням по чергово змінної амплітуди. Показано, що тип навантаження (блок із послідовністю збільшення або зменшенням амплітуди) значно впливає на еволюцію залишкової деформації. Встановлено, що правило лінійного додавання пошкоджень не може в повній мірі бути застосовне до дослідів повного аустенітного і частково мартенситного циклів, для яких спадна послідовність навантаження спричинює нижчі значення максимального залишкової деформації [154].

Проте не ясно, яким чином будуть змінюватися функціональні властивості надпружного СПФ при чередуванні блоків з високою і низької амплітудою навантаження, і різними коефіцієнтами асиметрії циклу навантаження. Оскільки деградація або повна втрата функціональних властивостей може спричинити руйнування елемента конструкції, машини або іншого об'єкта, важливо дослідити функціональну втому СПФ за змінної амплітуди навантаження. При цьому очікують, що загальний відгук напружень-деформацій відобразить попередню історію навантажень зразка. У цьому розділі експериментально досліджено функціональну поведінку, зокрема кінетику залишкових напружень та енергії дисипації псевдопружного NiTi сплаву за двоступінчастого навантаження із змінною амплітудою [214].

Вплив асиметрії циклу за змінної амплітуди навантаження на функціональні властивості Ni<sub>55,8</sub>Ti<sub>44,2</sub> сплаву досліджували на циліндричних зразках діаметром 4 мм та довжиною робочої ділянки 12,5 мм, які виготовляли із прутка діаметром 8 мм (Рис. 2.5 а). Хімічний склад сплаву та механічні властивості подані у розділах 3.1 та 3.4 [180].

Випробування з контролем напруження проводили на сервогідравлічній випробувальній машині СТМ-100 за синусоїдального циклу навантаження частотою 0,5 Гц при температурі 0 °С. (Рис.2.6). Значення параметрів навантаження представлені в табл. 2.1. Детально методика випробувань описана в п.2.4.

Типові петлі гістерезису для різних значень розмаху напруження і різної кількості циклів навантаження ( $N = 1, 10, 20, 51, 61$  та  $71$  цикли) при коефіцієнті асиметрії циклу навантаження  $R_\sigma = 0,09 - 0,13$  і  $R_\sigma = 0,33 - 0,51$  подано на Рис. 4.20 а, б.

Функціональні властивості сплаву з пам'яттю форми, зокрема надпружність, можна охарактеризувати залишковою деформацією  $\varepsilon_{res}$ . На Рис. 4.21 подані залежності залишкової деформації від кількості циклів навантаження за різної асиметрії циклу. Залишкова деформація за коефіцієнту асиметрії циклу навантаження  $R_\sigma = 0,09 - 0,13$  загалом збільшується із збільшення кількості циклів навантаження і безпосередньо перед руйнуванням досягає майже 7% (Рис. 4.21 а).

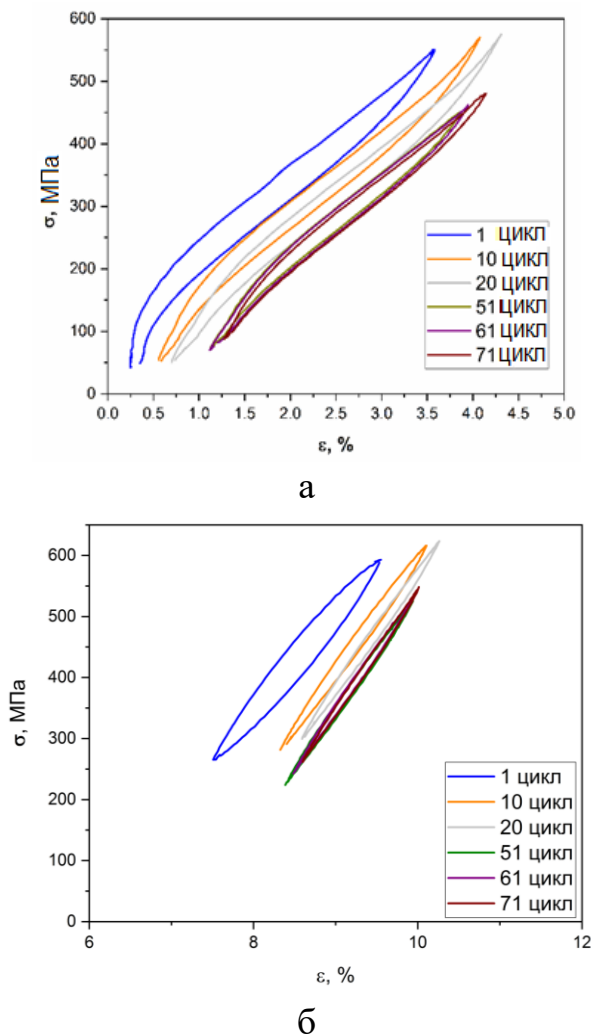
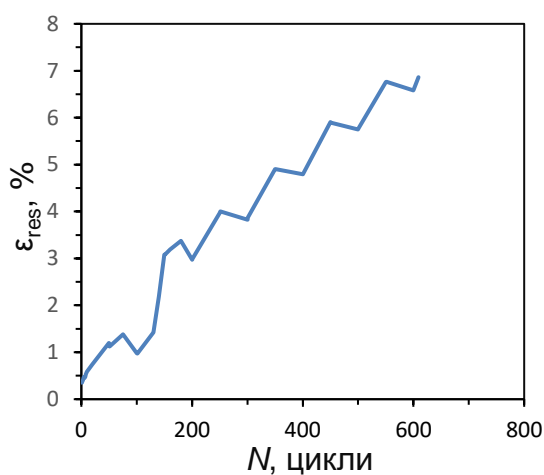
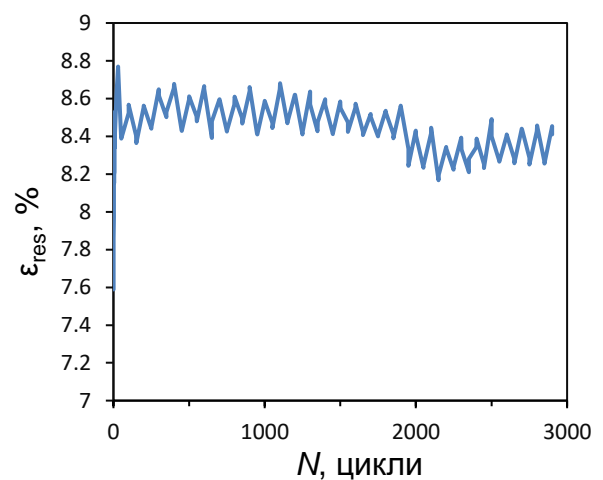


Рис. 4.20. Типові петлі гістерезису NiTi сплаву за різної кількості циклів навантаження змінною амплітудою при  $R_\sigma = 0,09 - 0,13$  (а) і  $R_\sigma = 0,33 - 0,51$  (б)

Проте збільшення залишкової деформації за змінної амплітуди навантаження відбувається лише на I-й ділянці навантаження із більшою амплітудою напруження (Рис. 2.6). При переході від нижчої до вищої амплітуди навантаження все більший об'єм непошкодженого матеріалу включається в трансформацію. Природу цього процесу відображено у приблизно однаковому прирості залишкової деформації у блоці I. Це узгоджується з розвитком залишкової деформації з кількістю циклів NiTi сплаву для блоків із послідовністю зростаючої амплітуди [154].



(а)



(б)

Рис. 4.21. Залежність залишкової деформації від кількості циклів за змінної амплітуди навантаження при  $R_{\sigma} = 0,09 - 0,13$  (а) та при  $R_{\sigma} = 0,33 - 0,51$  (б)

При переході до II-ї ділянки навантаження (з меншою амплітудою) спостерігали зменшення залишкової деформації із збільшенням циклічного напруцювання. Така закономірність зберігається упродовж кожного блоку навантаження аж до зруйнування зразка. Таким чином можна зробити висновок про те, що ступінчасте зменшення амплітуди навантаження, змінює на протилежний характер залежності залишкової деформації від кількості циклів навантаження. Це може бути спричинене зменшенням об'єму матеріалу,

залученого у перетворення, а також зменшенням залишкових напружень впродовж другого (низькоамплітудного) блоку. Дослідження сканівним та трансмісійним електронними мікроскопіями [207] показали, що циклічне фазове перетворення призводить до формування і ковзання дислокацій, спричинених перетвореннями. Дислокації пригнічують зворотне перетворення і спричиняють утворення залишкового мартенситу та залишкових напружень.

Можна припустити, що так само як нагрівання NiTi сплаву вище температури завершення аустенітного перетворення  $A_f$  [207], навантаження низької амплітуди після високої ініціює зворотне перетворення залишкового мартенситу, через часткове зменшення залишкових напружень. Очевидно, зменшення залишкових напружень супроводжується зменшенням залишкових деформацій.

Згадану вище закономірність спостерігали і при більших коефіцієнтах асиметрії циклу навантаження (Рис. 4.21 б). Зростання залишкової деформації упродовж 50 циклів навантаження з більшою амплітудою, змінюється її зменшенням на ділянці з меншою амплітудою. Таке чергування зростаючих і спадних ділянок повторюється в кожному блоці навантаження до зруйнування зразка.

На Рис. 4.22 наведено залежність приросту залишкових напружень у блоках I та II від кількості циклів навантаження у кінці відповідного блоку за змінної амплітуди навантаження за  $R_\sigma = 0,09 - 0,13$ , який визначали за формулою

$$\Delta \varepsilon_{res} = \varepsilon_{res}^f - \varepsilon_{res}^s, \quad (4.11)$$

де  $\varepsilon_{res}^s$ ,  $\varepsilon_{res}^f$  залишкова деформація на початку та в кінці ступені навантаження.

Приріст залишкової деформації на ступені з високою амплітудою навантаження збільшується з 0,8% при  $N = 50$  циклів до 1,1% при  $N = 550$  циклів. Залишкова деформація на II ступені змінюється від 0,2% до 0,11% і є значно меншою ніж на I ступені. Досліджено, що залишкова деформація складається з

двох частин, пластичної (~79% від загальної) спричиненої дислокаціями та відновлюваної (~21%), спричиненої залишковим мартенситом, яка відновлюється після нагрівання [207]. В нашому випадку зменшення залишкової деформації на II ступені складає від 10% до 25% від загальної залишкової деформації в кінці циклу на I ступені. Це приблизно співпадає з відновлюваною частиною залишкової деформації.

Проте на відміну від асиметрії циклу навантаження  $R_\sigma = 0,09 - 0,13$ , при значеннях  $R_\sigma = 0,33 - 0,51$  залишкова деформація в кінці (на початку) кожної ступені майже не чутлива до кількості циклів навантаження (Рис. 4.21 б). Це можна пояснити тим, що у цьому випадку значення залишкової деформації вже в першому циклі навантаження склало 8,8%, що перевищує максимальну деформацію за якої ще спостерігається ефект надпружності [180].

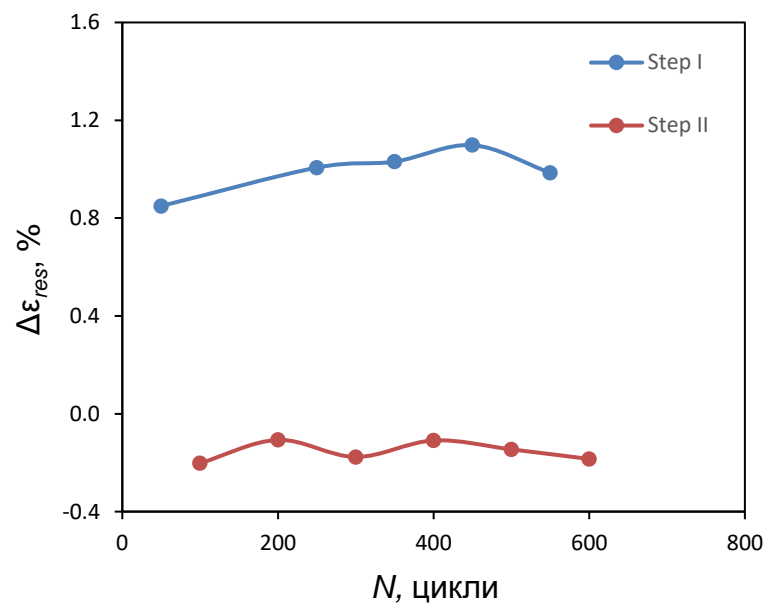


Рис. 4.22. Залежність приросту залишкової деформації на I і II ступені від кількості циклів за змінної амплітуди навантаження при  $R_\sigma = 0,09 - 0,13$

Слід зазначити, що в обох випадках зруйнування зразків відбувалося на ділянці навантаження із більшою амплітудою.

Функціональні властивості сплаву з пам'яттю форми з ефектом надпружності, можна охарактеризувати також розмахом деформації за цикл.

На Рис. 4.23 подані залежності залишкової мінімальної і максимальної деформації (Рис. 4.23 а) і розмаху деформації (Рис. 4.23 б) від кількості циклів навантаження при значенні  $R_\sigma = 0,09 - 0,13$ . На відміну від залишкової деформації, максимальна деформація збільшується з кожним циклом навантаження на обох ділянках блоку навантаження. Причому, більш інтенсивне зростання максимальної деформації спостерігали на ділянці I (Рис. 2.6), що спричинено ефектом взаємодії при ступінчастому зменшенні навантаження зразка. Мінімальна деформація залишається інваріантною до кількості циклів навантаження в межах кожної з ділянок I та II, а загальне збільшення мінімальної деформації відбувається тільки при переході від ступені до ступені.

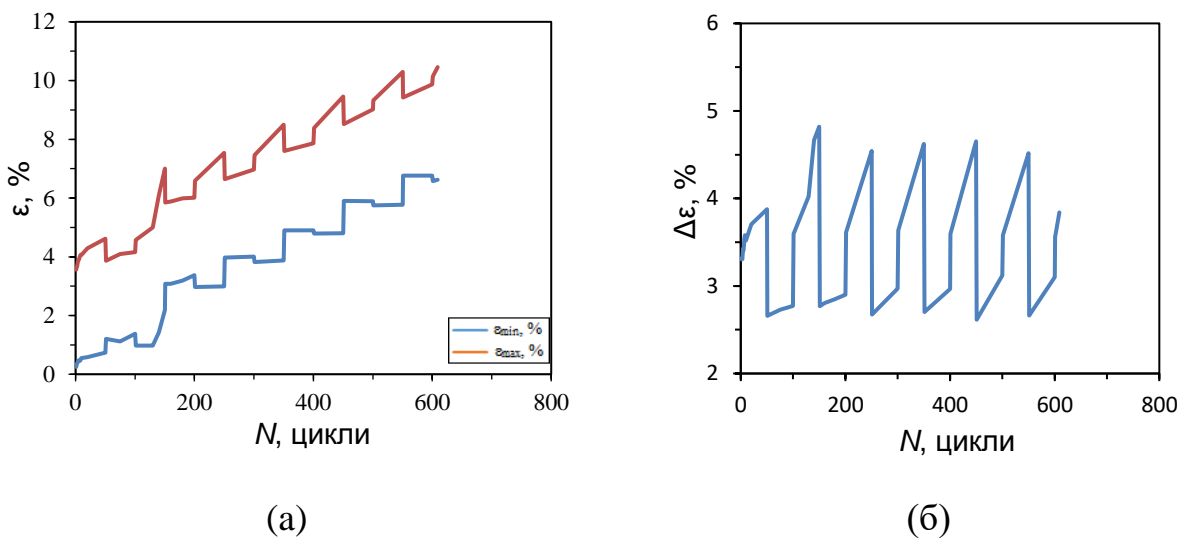


Рис. 4.23. Залежність мінімальної і максимальної деформації (а) і розмаху деформації (б) від кількості циклів за змінної амплітуди навантаження при  $R_\sigma = 0,09 - 0,13$

Такий характер зміни мінімальної і максимальної деформації формує залежність розмаху деформації від циклічного напруження (Рис. 4.23 б). Згадана залежність і значення її параметрів в межах блоку навантаження



майже не чутливі до номера блоку навантаження аж до моменту зруйнування зразка.

При двоступінчастому навантаженні із змінною амплітудою за  $R_{\sigma} = 0,33 - 0,51$ , на відміну від асиметрії циклу  $R_{\sigma} = 0,09 - 0,13$  спостерігали пилкоподібну залежність мінімальної і максимальної деформації від кількості циклів навантаження, зростаючу на ділянці I та спадну на ділянці II (Рис. 4.24 а). Ця залежність залишалася повторюваною від блоку до блоку навантаження із сталим середнім значенням деформації. Не зважаючи на деяке збільшення флуктуацій мінімальної і максимальної деформації після  $\sim 2\,000$  циклів навантаження, це майже не позначилося на залежності розмаху деформації від кількості циклів (Рис. 4.24 б). Залежність розмаху деформації від кількості циклів і значення параметрів цієї залежності в межах блоку навантаження також майже не чутливі до номера блоку аж до моменту зруйнування зразка, подібно до даних при значення  $R_{\sigma} = 0,09 - 0,13$  (Рис. 4.23 б).

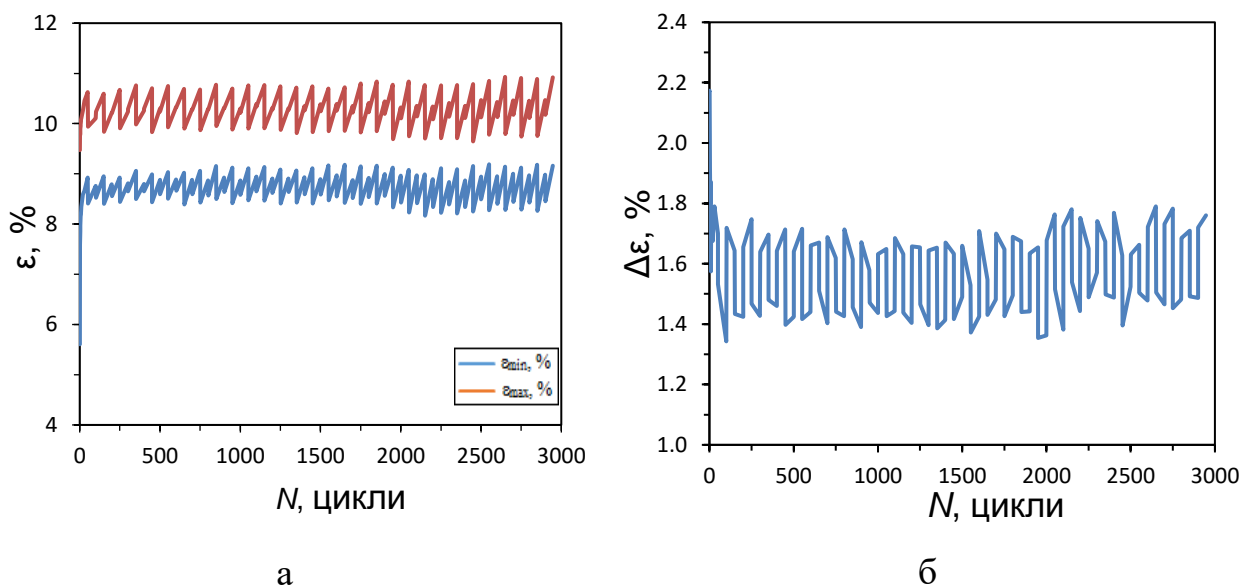


Рис. 4.24. Залежність мінімальної та максимальної деформації (а) і розмаху деформації (б) від кількості циклів за змінної амплітуди навантаження при  $R_{\sigma} = 0,33 - 0,51$

Питому енергію деформації дисиповану за цикл  $W_d$ , визначали, як різницю між площами під кривими напруження-деформація навантаження і розвантаження (Рис. 1.11 а). Згадані вище площі визначали чисельним інтегруванням методом трапецій.

На Рис. 4.25 подані залежності енергії дисипації від циклічного напруцювання при блочному навантаженні із змінною амплітудою за значення  $R_\sigma = 0,09 - 0,13$  і  $R_\sigma = 0,33 - 0,51$ . Упродовж перших 20 циклів навантаження (ділянка I) при обох значеннях  $R_\sigma$  спостерігається стрімке зменшення енергії дисипації, яка переходить в ділянку стабілізації. Ці дані кореспондуються із результатами, за сталої амплітуди навантаження при асиметрії  $R_\sigma = 0,1$  та  $R_\sigma = 0,5$  (Рис. 4.7).

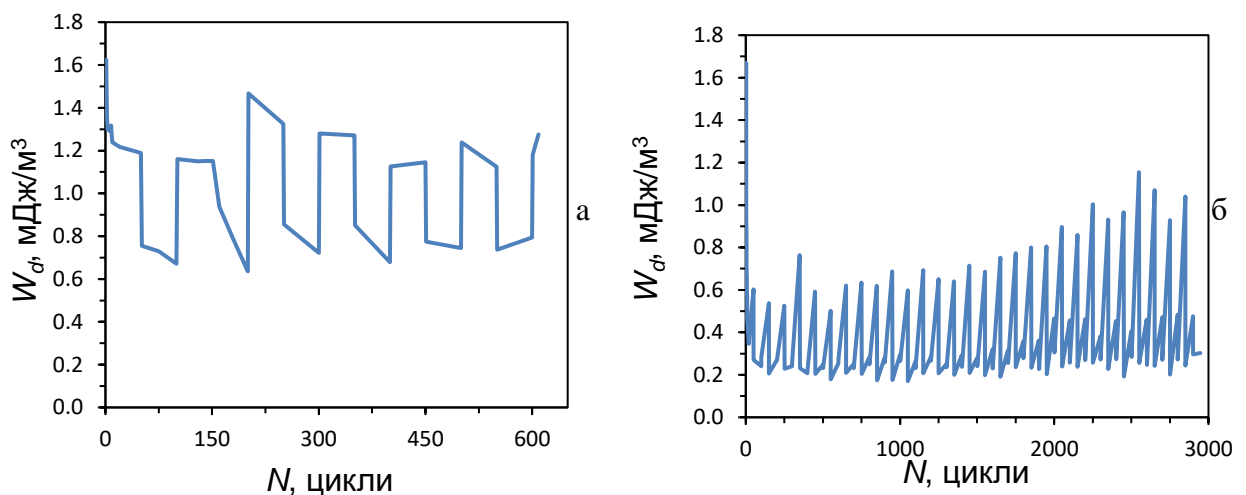


Рис. 4.25. Залежність енергії дисипації від кількості циклів за змінної амплітуди навантаження при  $R_\sigma = 0,09 - 0,13$  (а) та  $R_\sigma = 0,33 - 0,51$  (б)

Залежність енергії дисипації від кількості циклів за змінної амплітуди навантаження при  $R_\sigma = 0,09 - 0,13$  та  $R_\sigma = 0,33 - 0,51$  подано на Рис. 4.26 а.

Із збільшенням кількості циклів навантаження за асиметрії циклу  $R_\sigma = 0,09 - 0,13$  збільшується енергія дисипації на початку і в кінці II-ї ділянки та зменшуються енергія дисипації на початку і в кінці I-ї ділянки блоку навантаження (Рис. 4.26 а).

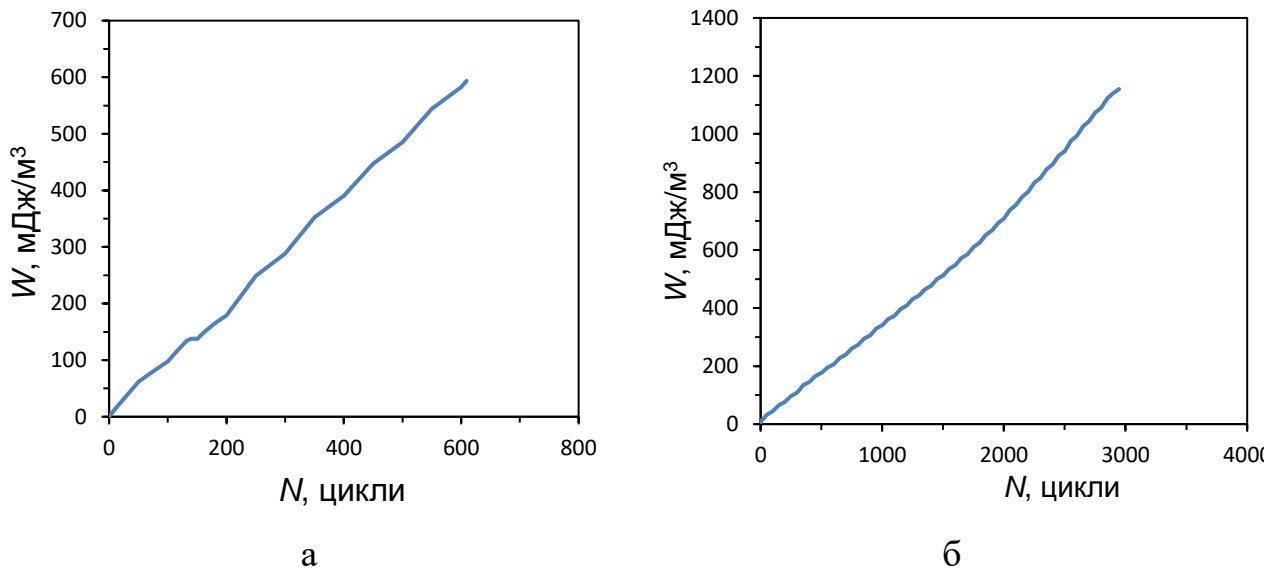


Рис. 4.26. Залежність сумарної енергії дисипації від кількості циклів за змінної амплітуди навантаження при  $R_\sigma = 0,09 - 0,13$  (а) та  $R_\sigma = 0,33 - 0,51$  (б)

На противагу цьому, при асиметрії  $R_\sigma = 0,33 - 0,51$  енергія дисипації на початку і в кінці I-ї ділянки блоку навантаження пропорційна кількості циклів навантаження (Рис. 4.26 б). Також енергія дисипації пропорційна і кількості циклів навантаження в межах I-ї ділянки.

Сумарну дисиповану енергію до  $k$ -го циклу навантаження визначено за формулою

$$W_k = \sum_{i=1}^{N_k} W_i, \quad (4.12)$$

де  $W_i$  це дисипована енергія для  $i$ -го циклу навантаження.

Для обох асиметрій циклу навантаження накопичена дисипована енергія пропорційна кількості циклів навантаження.

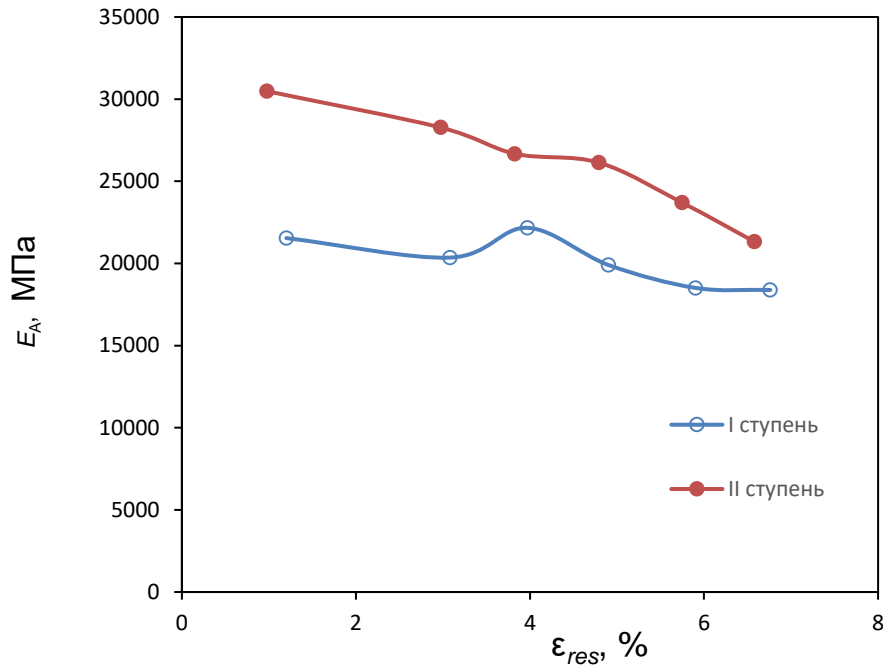


Рис. 4.27. Залежність ефективного модуля пружності аустеніту на останньому циклі I і II ступені від залишкової деформації при  $R_{\sigma} = 0,09 - 0,13$

Збільшення асиметрії циклу навантаження з  $R_{\sigma} = 0,09 - 0,13$  до  $R_{\sigma} = 0,33 - 0,51$  в 4 рази збільшує сумарну дисиповану енергію при заданих параметрах циклічного навантаження (табл. 2.1), проте зменшує у 5 разів сумарну дисиповану енергію при зруйнуванні. Слід відмітити, що при меншому значенні середнього напруження, розмах напруження  $\Delta\sigma_f$  при  $R_{\sigma} = 0,09 - 0,13$  перевищує розмах напруження при  $R_{\sigma} = 0,33 - 0,51$  відповідної ступені навантаження, що спричиняє збільшення енергії дисипації.

На Рис. 4.27 подано залежність модуля пружності першого роду на останньому циклі кроків (блоків) I та II від залишкової деформації за змінної амплітуди навантаження за коефіцієнта асиметрії циклу навантаження  $R_{\sigma} = 0,09 - 0,13$ .

Для обох блоків навантаження спостерігається добра кореляція модуля пружності  $E_A$  та залишкових напружень, які корелюють з об'ємом незворотного

мартенситу. Із збільшенням залишкових напружень,  $E_A$  в останньому циклі навантаження блоків I та II зменшується. Існує велика різниця між значеннями модуля пружності першого роду для блоків I та II. За однакової залишкової деформації,  $E_A$  менший за більшої амплітуди напружень. Таким чином, вплив максимальних напружень на модуль пружності за змінної амплітуди напруження і коефіцієнту асиметрії циклу навантаження  $R_\sigma = 0,09-0,13$  схожий до випробувань за сталої амплітуди навантаження [46].

#### 4.5 Вплив асиметрії циклу навантаження на втомну довговічність

Багато робіт стосуються вивчення механічної втоми СПФ за сталої амплітуди навантаження. Відомі роботи, в яких вивчається вплив температури [215], типу навантаження [126], коефіцієнта асиметрії циклу навантаження [216], середнього напруження та деформації розтягу на силові, деформаційні та енергетичні критерії втомного руйнування псевдопружного СПФ [154].

В цьому параграфі, з використанням силових, деформаційних та енергетичних критеріїв втомного руйнування описано результати дослідження впливу асиметрії циклу навантаження на малоциклову втому псевдопружного СПФ.

Вплив асиметрії циклу навантаження на втомну довговічність  $Ni_{55.8}Ti_{44.2}$  сплаву досліджували на циліндричних зразки, вирізаних зі стрижня діаметром 8 мм.

Циліндричні зразки діаметром 4 мм і довжиною робочої ділянки 12,5 мм випробовували за одновісного циклічного навантаженні при температурі 0 °C і коефіцієнті асиметрії циклу навантаження  $R_\sigma = 0$  і  $R_\sigma = 0,5$  на сервогідравлічній випробувальній машині СТМ-100 [182] за синусоїдальним навантаженням з частотою 0,5 Гц. Випробування проводили в режимі контролювання переміщення при  $R_\sigma = 0$ . При цьому максимальне напруження, за винятком перших двадцяти циклів навантаження, залишається постійним (п. 4.2). Таким чином, можна припустити, що під час випробувань максимальні та мінімальні

напруження були постійними. Випробування на втому проводили також за сталої амплітуди напруження з коефіцієнтом асиметрії циклу навантаження  $R_\sigma = 0,5$ .

Типові петлі гістерезису для сплаву NiTi при  $0\text{ }^\circ\text{C}$  за різних значень максимального напруження та кількості циклів навантаження показані на Рис. 4.28.

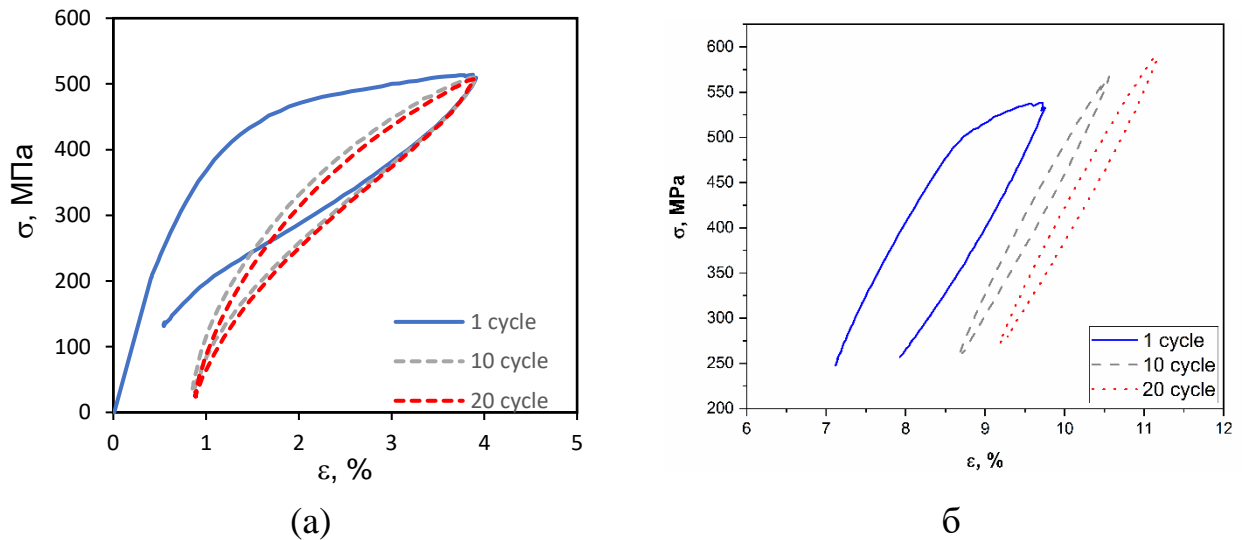


Рис. 4.28. Типові петлі гістерезису для 1, 10 і 20 циклів навантаження за максимального напруження  $\sigma_{\max} = 530$  МПа, асиметрії циклу навантаження  $R_\sigma = 0$  (а) та  $\sigma_{\max} = 596$  МПа,  $R_\sigma = 0,5$  (б)

Рис. 4.29. та Рис. 4.30. подано діаграми малоциклового (10 – 10000 циклів) втомного руйнування NiTi сплаву при температурі  $0\text{ }^\circ\text{C}$  і коефіцієнті асиметрії циклу навантаження  $R_\sigma = 0$  і  $R_\sigma = 0,5$ . Значення розмаху напруження  $\Delta\sigma$ , відповідає ділянці стабілізації за кількості циклів навантаження, що дорівнює половині від довговічності до зруйнування. За однакового розмаху напруження із збільшенням  $R_\sigma$  від 0 до 0,5 втомна довговічність NiTi сплаву значно зменшується.

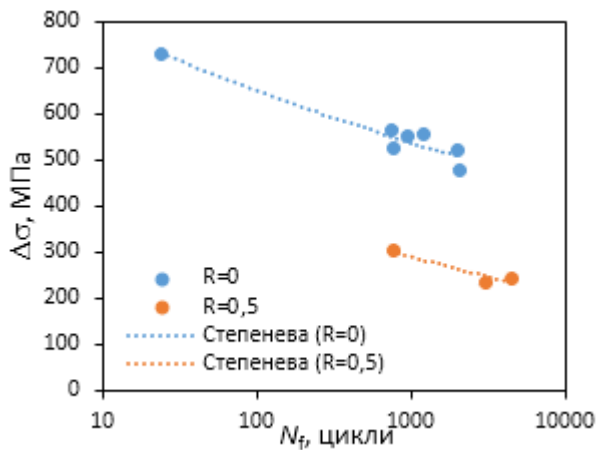


Рис. 4.29. Залежність розмаху напруження від кількості циклів до зруйнування

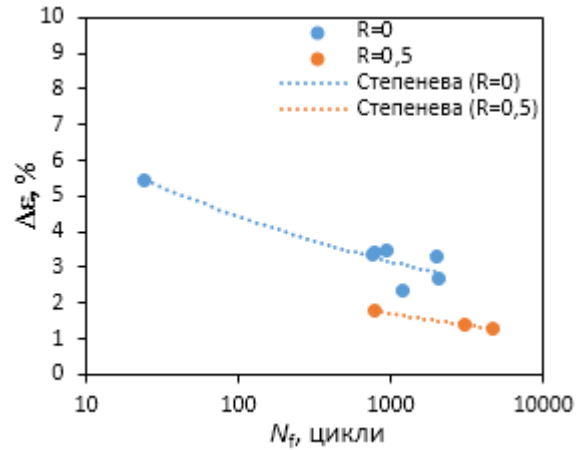


Рис. 4.30. Залежність розмаху деформації від кількості циклів до зруйнування

Експериментальні дані з малоциклової втоми (Рис. 4.29), побудовані за критеріями зруйнування зразка задовільно описуються степеневою залежністю

$$\Delta\sigma \cdot N_f^{\beta_\sigma} = \alpha_\sigma. \quad (4.13)$$

Значення параметрів  $\alpha_\sigma$  і  $\beta_\sigma$  рівняння (4.13(4.)), які визначені за підгонкою експериментальних даних (Рис. 4.29) подані в табл. 4.3.

Подібний характер впливу асиметрії циклу навантаження на довговічність сплаву спостерігали у випадку використання в якості критерію руйнування розмаху деформації при  $N = 0,5N_f$  (Рис. 4.30).

Для малоциклової втоми амплітуда деформації і кількість циклів до руйнування описуються наступною емпіричною залежністю

$$\Delta\epsilon N_f^\beta = \alpha, \quad (4.14)$$

Значення (табл. 4.3) сталих рівняння (4.14) визначали апроксимацією експериментальних даних методом найменших квадратів.

Для оцінювання втомної довговічності використовували параметр Одквіста, який характеризує накопичену пластичну деформацію і для одновісного циклічного навантаження визначається за формулою (4.5).

Як слідує із Рис. 4.31 параметр Одквіста прямо пропорційний кількості циклів навантаження до зруйнування зразка і добре описується залежністю

$$\chi_f = AN_f + B. \quad (4.15)$$

Значення  $A$  і  $B$  (табл. 4.3) сталих рівняння (4.15) визначали апроксимацією експериментальних даних методом найменших квадратів.

Залежність питомої енергії дисипації від кількості циклів до зруйнування СПФ при температурі  $0\text{ }^{\circ}\text{C}$  і коефіцієнті асиметрії циклу навантаження  $R_{\sigma} = 0$  і  $0,5$  подано на Рис. 4.32. Значення дисипованої енергії відповідає ділянці стабілізації при кількості циклів навантаження, що дорівнює половині від довговічності до зруйнування.

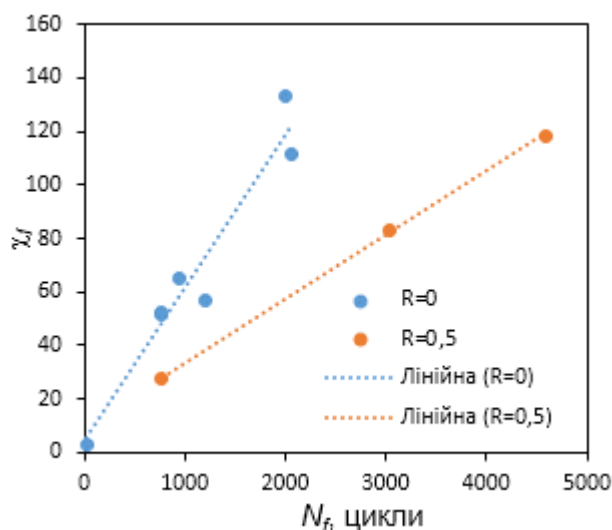


Рис. 4.31 Залежність параметра Одквіста від кількості циклів до зруйнування при  $R_{\sigma} = 0$  і  $R_{\sigma} = 0,5$

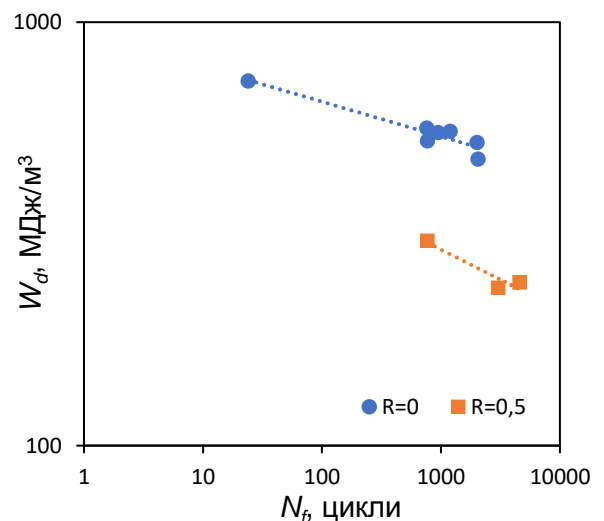


Рис. 4.32. Залежність питомої енергії дисипації від кількості циклів до зруйнування при  $R_{\sigma} = 0$  і  $R_{\sigma} = 0,5$



Для малоциклової втоми питома енергія дисипації від кількості циклів до руйнування описуються наступною емпіричною залежністю

$$W_d N_f^\gamma = \alpha_{w_d} \cdot \quad (4.16)$$

Значення (табл. 4.3) сталих  $\alpha_{w_d}$  і  $\gamma$  рівняння (4.16) визначали апроксимацією експериментальних даних методом найменших квадратів.

**Таблиця 4.3**  
**Параметри рівнянь, що описують криві втоми**

Коефіцієнт асиметрії циклу, $R_\sigma$	$\alpha_\sigma$	$\beta_\sigma$	$R^2$	$\alpha$	$\beta$	$R^2$	$A$	$B$	$R^2$
	Рівняння (4.11)			Рівняння (4.12)			Рівняння (4.13)		
0	952	0,082	0,929	8,710	0,143	0,764	0,0579	2,125	0,946
0,5	776	0,142	0,896	6,167	0,186	0,998	0,0238	9,671	0,999
Коефіцієнт асиметрії циклу, $R_\sigma$	$\alpha_{w_d}$	$\gamma$	$R^2$	$\alpha_{w_t}$	$m$	$R^2$	$\alpha_{\Sigma w_t}$	$q$	$R^2$
	Рівняння (4.14)			Рівняння (4.18)			Рівняння (6.2)		
0	10,13	0,36	0,826	18,1	0,114	0,540	18,1	-0,8858	0,9855
0,5	0,923	0,22	0,894						

Із аналізу представлених результатів, слідує, що силовий і деформаційний критерії не враховують вплив асиметрії циклу навантаження на втомну довговічність, хоча задовільно описують її за сталої асиметрії циклу навантаження. Подібним чином можна охарактеризувати і такі критерії втомного руйнування, як параметр Одквіста і критерій питомої енергії дисипованої за цикл на ділянці стабілізації.

Для врахування впливу асиметрії циклу навантаження на втомну поведінку NiTi сплаву використана модифікована модель, заснована на енергетичному критерію руйнування – сумі питомої енергії, що розсіюється, і питомої пружної енергії при розтягуванні [154]

$$W_t = W_d + W_e, \quad (4.17)$$

де  $W_e$  – питома енергія пружної деформації за розтягу, яку визначали за формулою

$$W_e = \frac{\sigma_{\max}^2}{2E_A}. \quad (4.18)$$

На Рис. 4.33 подано залежність параметра  $W_t$ , обчисленого за формулами (4.17) і (4.18) для коефіцієнта асиметрії циклу навантаження  $R_\sigma = 0$  і 0,5.

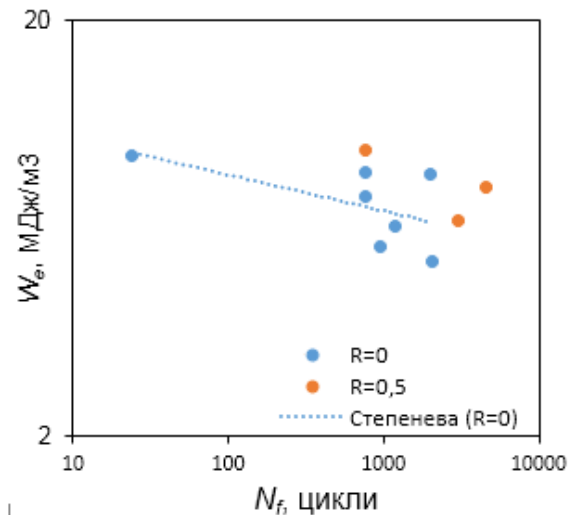
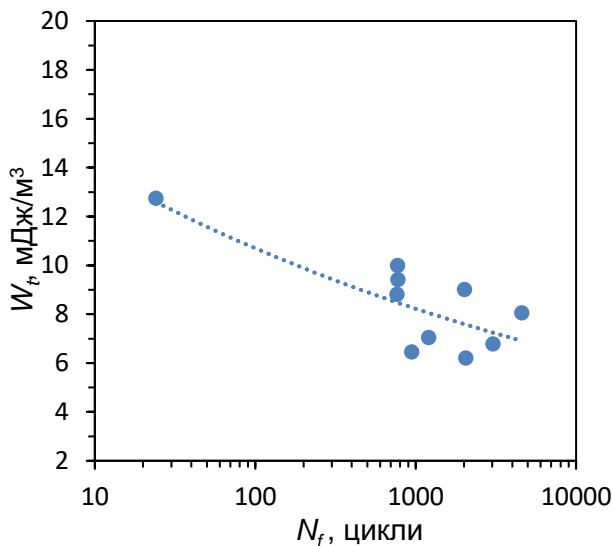


Рис. 4.33. Залежність параметра  $W_t$ , на стадії стабілізації ( $N = 0,5 N_f$ ) від кількості циклів до зруйнування СПФ за температури  $0^\circ\text{C}$  і  $R_\sigma = 0$  і 0,5

Рис. 4.34. Залежність параметра  $W_e$ , на стадії стабілізації ( $N = 0,5 N_f$ ) від кількості циклів до зруйнування СПФ при температурі  $0^\circ\text{C}$  і  $R = 0$  і 0.5

Загалом за різної асиметрії циклу навантаження представлені результати можуть бути описані степеневою залежністю

$$W_t \cdot N_f^m = \alpha_{W_t}. \quad (4.19)$$

Значення сталих  $\alpha_{W_t}$  і  $m$  (табл. 4.3) рівняння (4.19) визначали апроксимацією експериментальних даних методом найменших квадратів.

Як слідує із даних представлених в табл. 4.3, існує певна кореляція між параметром питомої енергії  $W_t$ , що визначається за формулами (4.17) і (4.18) в втомною довговічністю. Проте низьке значення коефіцієнта кореляції (0,5298), не дозволяє отримати достовірну оцінку довговічності з урахуванням впливу асиметрії циклу навантаження.

#### **4.6 Вплив змінної амплітуди навантаження на механічну втому NiTi сплаву з ефектом пам'яті форми**

Досліджено вплив попередньої деформації розтягу [217], а також послідовності навантаження і змінної амплітуди [161] на функціональні властивості псевдопружного СПФ. Показано, що попередня деформація розтягом [217], а також циклічне деформування розтягом з більшою амплітудою компенсують накопичення залишкової деформації під дією циклічного навантаження та покращують демпфувальні властивості СПФ [161].

Більшість конструкційних елементів, виконаних з СПФ, працюють при навантаженні зі змінною амплітудою. Проте недостатньо уваги приділяється оцінюванню довговічності матеріалів і елементів конструкцій із СПФ за змінної амплітуди навантаження. Є лише окремі роботи, де досліджено критерії втомного руйнування СПФ за змінної амплітуди навантаження, зокрема [206]. Автори [206] поширили, запропонований ними критерій (4.1) на випадок багатоциклового навантаження за двоступінчастої зміни амплітуди напруження та випадкового навантаження. Послідовність «Висока-Низька» (LH) збільшує втомну довговічність в порівнянні з тим, що очікується від тестів за постійної амплітуди для другого блоку завантаження. На відміну від тестів на HL, вплив навантажувальної послідовності для тестів послідовності «Висока-Низька» (LH) був незначним, а кількість циклів до руйнування була близька до очікуваної від випробів зі сталою амплітудою [205].

Проте в багатьох випадках для прогнозування втомної довговічності конструктивних елементів та пристроїв, виконаних із СПФ необхідно знати поведінку і критерії руйнування в умовах малоциклової втоми за змінної амплітуди навантаження.

В цьому розділі описано результати дослідження впливу малоциклового навантаження змінної амплітуди на критерії втомного руйнування сплаву NiTi.

Досліджували вплив двоступінчастого навантаження із зміною амплітудою на втомну довговічність NiTi сплаву при одновісному розтягуванні циліндричних зразків діаметром 4 мм та довжиною робочої ділянки 12,5 мм при 0 °С [214, 218]. Випробування з контролем напруження проводили на сервогідравлічній випробувальній машині СТМ-100 за синусоїдального циклу навантаження частотою 0,5 Гц за двома ступенями навантаження з змінною амплітудою (Рис. 2.6). Максимальне та мінімальне навантаження збільшувалося лінійно на кожному кроці та стрибкоподібно кожні 50 циклів. Було проведено дві серії випробувань; у першому випадку коефіцієнт асиметрії циклу навантаження  $R_\sigma = 0,09 - 0,13$ , у другому  $R_\sigma = 0,33 - 0,51$ . Параметри циклічного навантаження подані в табл. 2.1. Враховуючи результати роботи [205] про відсутність впливу ЛН послідовності навантаження за сталої амплітуди на довговічність СПФ, випробування на втомну довговічність розпочинали із більшої амплітуди навантаження. Детально методика випробувань та описана в п. 2.4.



Рис. 4.35. Фото зламів зразків з NiTi сплаву, випробуваних при температурі 0 °С за змінної амплітуди навантаження при  $R_\sigma = 0$  (а) і  $R_\sigma = 0,5$  (б)

Злами зразків, випробуваних за змінної амплітуди навантаження представлено на Рис. 4.35.

Результати оцінювання втомної довговічності за двоступінчастого навантаження із змінною амплітудою (Табл. 2.1) представлені в табл. 4.4.

**Таблиця 4.4**

**Довговічність зразків із NiTi сплаву за змінної амплітуди навантаження**

№ зразка	Ступень навантаження	$R_\sigma = \sigma_{\min}/\sigma_{\max}$	$\sigma_{\min s}$	$\sigma_{\min f}$	$\sigma_{\max s}$	$\sigma_{\max f}$	$N_i$	$N_f$
			МПа				цикл	
LHV-0.1	I	0,09–0,10	50	58	530	580	300	609
	II	0,10–0,13	55	47	430	470	309	
LHV-0.3	I	0,33–0,43	245	216	572	650	1450	2947
	II	0,49–0,51	220	280	450	550	1497	

Втомна довговічність до зруйнування зразка СПФ при  $R_\sigma = 0$  склала 609 циклів, при  $R_\sigma = 0,5$  дорівнює 2947 циклів.

**4.7 Вплив амплітуди напруження на фрактографічні особливості малоциклового втомного руйнування гладких зразків NiTi сплаву**

*Вплив амплітуди напруження.* Фрактографічні особливості зламів зразків досліджували на сканівному електронному мікроскопі EVO-40XVP.

Для дослідження вибирали зразки, випробувані за різної амплітуди і коефіцієнта асиметрії циклу навантаження. Режими випробування за сталої амплітуди навантаження подані в табл. 4.5.

Для дослідження впливу амплітуди навантаження на фрактографічні особливості руйнування вибрали злами двох зразків, випробуваних за різного розмаху циклічної деформації при  $N = 0,5N_f$  ( $\Delta\varepsilon = 3,4\%$  і  $2,71\%$ ), які зруйнувалися після 773 і 2053 циклів навантаження, відповідно [205, 216], що відповідає малоциклової утомі.

Таблиця 4.5

**Режими випробування на малоциклову втому зразків для  
фрактографічних досліджень при температурі 0 °С**

№	$R$	$\Delta\varepsilon_{(N=1)}, \%$	$\Delta\varepsilon_{(0,5 N_f)}, \%$	$N_f$ , цикл
12	0	8,72(9)	5,46	24
10	0	6,79(7)	3,32	2010
14	0	5,7(6)	3,38	763
15	0	4,6 (5,5)	2,36	1201
16	0	3,07	2,71	2053
13	0	6,75(6,5)	3,4	773
18	0,5	243	1,29	4587
19	0,5	305	1,79	770

Для макрозламів обох аналізованих зразків (Рис. 4.35) характерна нормальна орієнтація площини руйнування, яке розпочиналося від їх бічних поверхонь [219]. Слід відзначити, що на зламі зразка, зруйнованого за меншого розмаху деформації  $\Delta\varepsilon$  виявили майже суцільний фронт від поверхневої втомної тріщини, а рельєф зламу при цьому мав типові ознаки крихкого руйнування (Рис. 4.36 б).

Чітка межа розділяла серпоподібну зону зародження руйнування та наступну за нею зону його подальшого швидкого поширення з явними ознаками окрихчення на макрорівні. Окрихчення проявилось у вигляді фестонів, розділених між собою гребенями відриву. Вони віялом розходилися від зони зародження руйнування (Рис. 4.36 а, б). Подібний рельєф на макрорівні є типовим для зламів зразків тривало експлуатованих деградованих сталей, зокрема, після випроб ударом. Зазначимо, що контакт берегів тріщини, внаслідок ефекту закриття тріщини в кожному з циклів навантаження зразків пошкодив їх злами. Здебільшого це стосувалося зламу зразка, випробуваного за меншого

розмаху деформації, що обумовило відповідно і менше розкриття тріщини в ньому. На основі детального аналізу зламу зразка ( $\Delta\varepsilon = 3,4\%$ ) за вищої роздільної здатності, виявлено зв'язок рельєфу руйнування зі структурою зерен у сплаві. Саме розміри фасеток втомного руйнування виявилися сумірними зі розмірами зерен у структурі сплаву (Рис. 4.36 в, г). Причому на зламі зразка, випробуваного за вищого розмаху деформації, ця особливість ще очевидніша. Досить рельєфні гребені відриву чітко окантовували фасетки руйнування в межах окремих зерен, що є ознакою істотної орієнтаційної невідповідності площин з мінімальним опором поширенню руйнування у суміжних зернах.

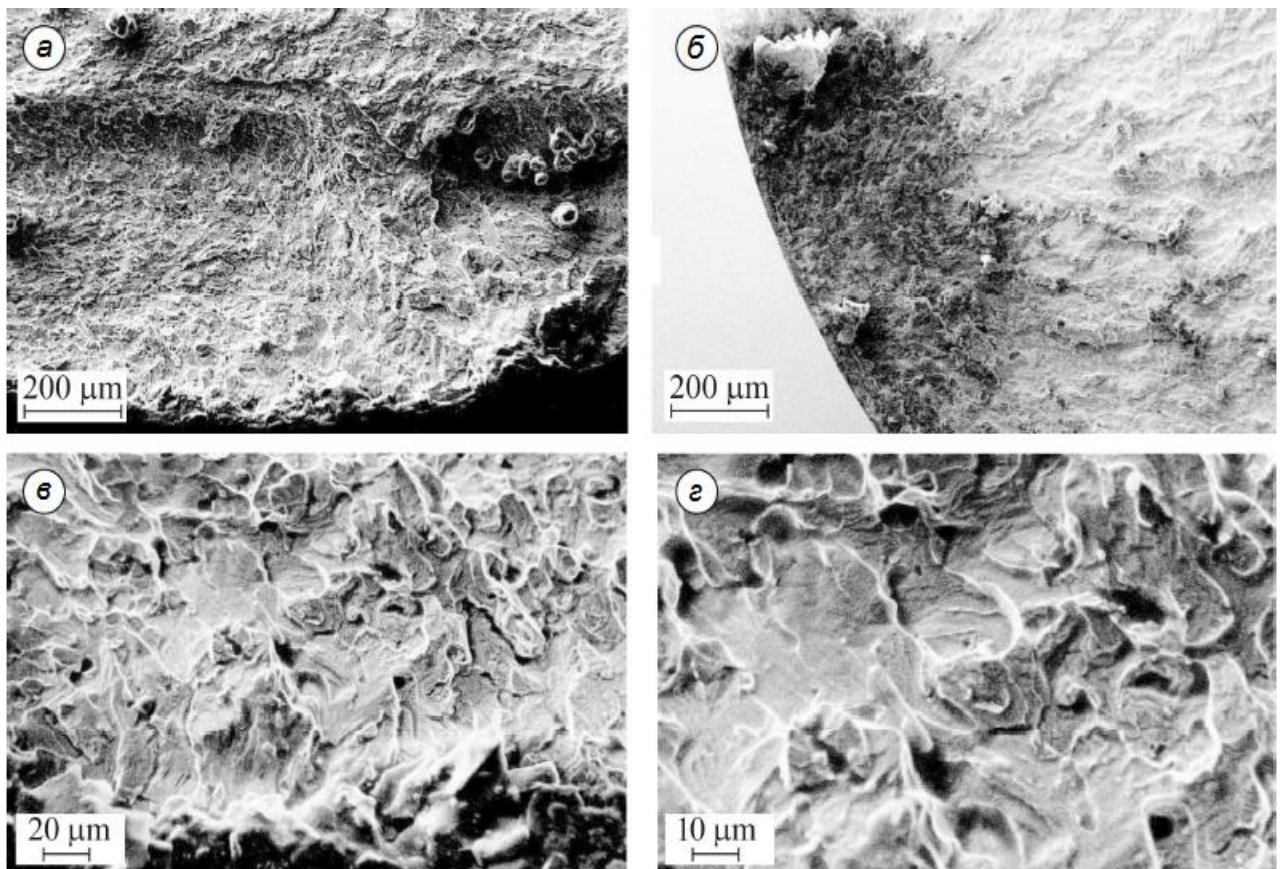


Рис. 4.36. Мікрофрактограми зламів зразків у зоні зародження втомного руйнування, випробуваних при  $\Delta\varepsilon = 3,4\%$  і (а, в, г) і  $\Delta\varepsilon = 2,71\%$  (б) ( $R_\sigma = 0$ )

Втомним зламам нітинолу властива радіальна (стосовно зони зародження руйнування) орієнтованість елементів (Рис. 4.37), які за виглядом нагадують фестони, що зазвичай формуються на втомних зламах більшості конструкційних

матеріалів [12–14]. За високих швидкостей росту тріщини (майже від початку 2-ї ділянки кінетичної діаграми втомного руйнування) поперек таких фестонів переважно розташовуються втомні борозенки, крок яких визначає швидкість поширення руйнування в кожному з циклів навантаження.

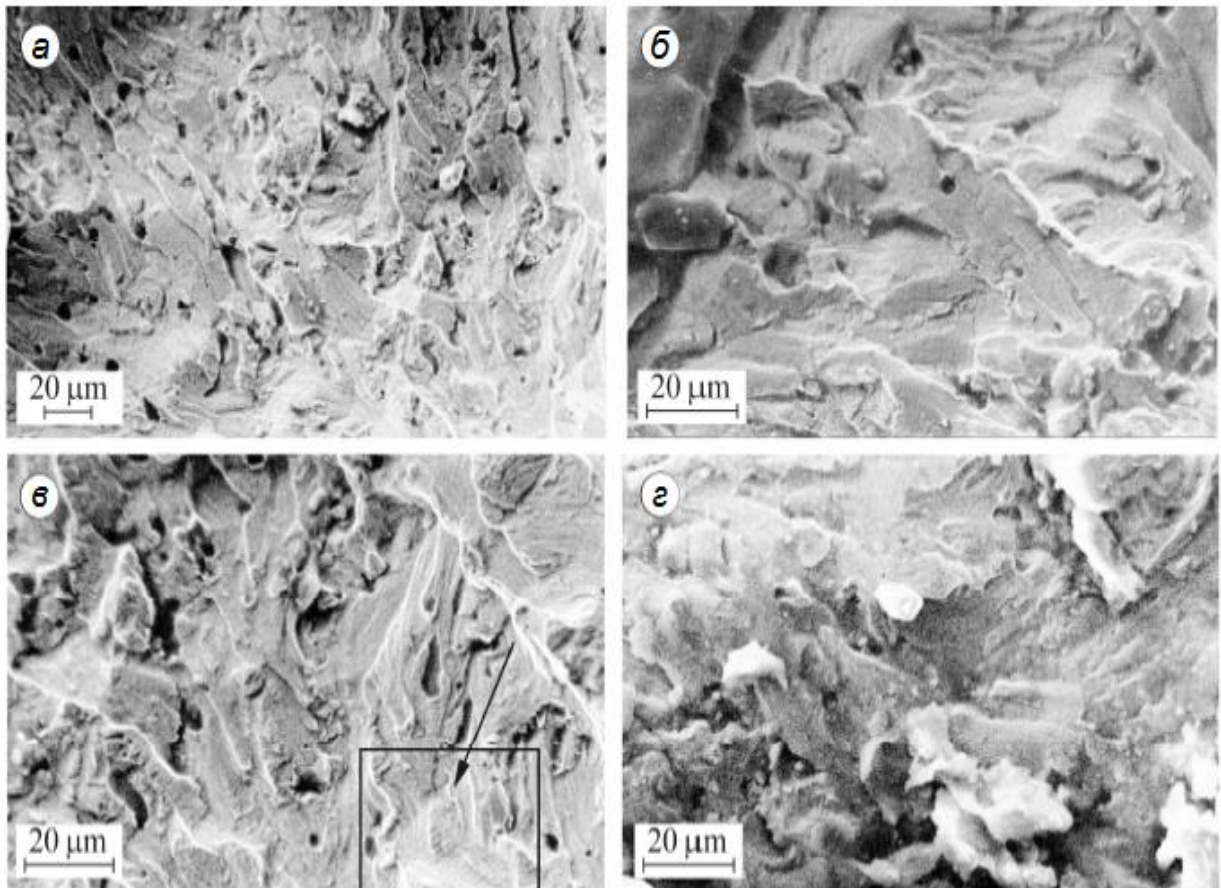


Рис. 4.37. Мікрофрактограми зламів зразків  $\Delta\varepsilon = 3,4\%$  (а–в) і  $\Delta\varepsilon = 2,71\%$  (г) у зоні сталого росту втомної тріщини ( $R_\sigma = 0$ )

Проте на втомних зламах нітинолу їх спостерігали скоріше як виняток. Формуючись на поверхні під час втомного руйнування, вони імовірно пошкоджуються через закриття тріщини під час контакту її берегів в циклі навантаження, оскільки глибина втомних борозенок на поверхні зламу досягає 30 нм [15]. При невеликому розкритті берегів тріщини за осьового розтягу внаслідок контакту берегів тріщини низький рельєф борозенок практично



знищується. Поодинокі невеликі ділянки зламу зі слідами дуже дрібних борозенок все ж виявляли на окремих фестолах втомних зламів (Рис. 4.37 в) у межах обведеної ділянки). Їх крок в середньому становив 0,8 мм, що відповідає швидкості росту тріщини  $8 \cdot 10^{-7}$  м/цикл (традиційно це швидкість середини другої ділянки кінетичної діаграми втомного руйнування для конструкційних матеріалів). Враховували також можливість, що циклічне деформування нітинолу у зоні передруйнування втомної тріщини інтенсифікує деформаційно обумовлене фазове перетворення аустеніту в мартенсит. Завдяки цьому класичний деформаційний механізм утворення борозенок міг також спотворюватися в окрихченому мартенситі і набувати нетипових ознак неглибоких крихких борозенок.

На ділянці стабільного росту втомної тріщини обом зразкам властиві подібні фрактографічні ознаки у вигляді майже паралельних гребенів, орієнтація яких змінювалася за переходу через межі зерен. Водночас, якщо на зразку з більшим розмахом  $\Delta\varepsilon$  ці гребені добре окреслені і не завжди прямолінійні (Рис. 4.37 а), то на зразку з нижчим розмахом циклічного навантаження ( $\Delta\varepsilon = 2,71\%$ ) вони завжди прямолінійні і менш рельєфні (Рис. 4.37 г). Зазначимо, що раніше практично паралельні в межах окремих зерен гребені відриву спостерігали після випроб розтягом попередньо наводненого зразка за температури 0 °С [16]. За статичного навантаження висота такого рельєфу суттєво більша, ніж за циклічного, що пояснили нижчим рівнем навантаження останнього. Оскільки на зламі ненаводненого зразка після його активного розтягу подібних гребенів не виявляли, то їх появу в наводненому нітинолі пов'язали з полегшенням фазового перетворення в ньому під впливом водню. Звідси подібні елементи у вигляді паралельних гребенів відриву, які спостерігали на зламах утомних зразків (Рис. 4.37 б, г), логічно також пов'язати зі структурно-фазовим перетворенням аустеніту в мартенсит та з формуванням паралельних фасеток відколювання вздовж меж кристалів мартенситу. Причому саме циклічні навантаження можуть сприяти такому перетворенню з характерними ознаками окрихчення нітинолу.

Щодо особливостей руйнування в центральній зоні обох зламів, яке відповідає етапу неконтрольованого підростання тріщини (Рис. 4.38), то в обох випадках переважали елементи в'язкого ямкового руйнування, характерного для зламів зразків, випробуваних за активного навантаження. Відзначили лише меншу рельєфність гребенів відриву, які розділяють між собою суміжні ямки, в зразку 13 порівняно зі зразком 16. Це може бути ознакою вищої швидкості росту тріщини і зразку за більшого розмаху деформацій у циклі навантаження.

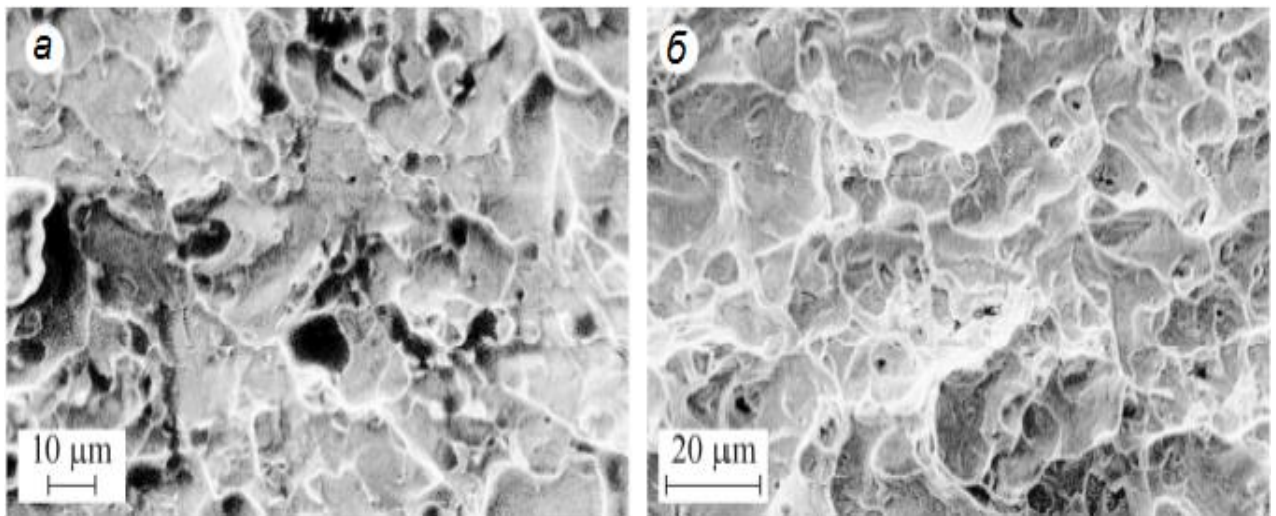


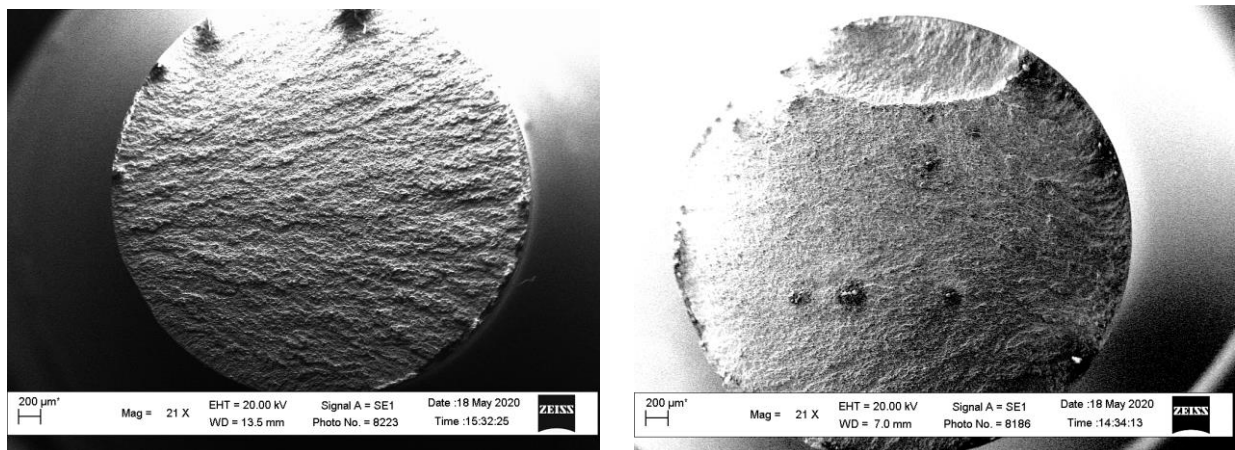
Рис. 4.38. Мікрофрактограми зламів зразків  
 $\Delta\varepsilon = 3,4\%$  (а) і  $\Delta\varepsilon = 2,71\%$  (б)  
на ділянці спонтанного руйнування ( $R_{\sigma} = 0$ )

Крім того, в зразку 13 виявили значну кількість великих ямок, сумірних за розмірами з виявленими раніше у структурі сплаву включеннями титану [9], яких, проте, в цих ямках не спостерігали (Рис. 4.38 а). Можливо більший розмах деформації сприяв їх декогезії від матриці з формуванням великих ямок, які, створюючи додаткову концентрацію напружень, могли слугувати додатковим чинником окрихчення матеріалу.

#### 4.8 Вплив асиметрії циклу і змінної амплітуди навантаження на фрактографічні особливості руйнування гладких зразків нітинолу за випробувань на малоциклову втому

*Фрактографічні особливості зламів нітинолу за високої асиметрії циклу навантаження.* Гладкі циліндричні зразки діаметром 4 мм із псевдопружного сплаву з пам'яттю форми  $\text{Ni}_{55,8}\text{Ti}_{44,2}$  випробовували за кімнатної температури на малоциклову втому одновісним розтягом з частотою 0,5 Гц за сталої асиметрії циклу  $R_\sigma = 0,5$ . Аналізували вплив амплітуди навантаження на мікромеханізми зародження тріщини і руйнування на основі дослідження зламів двох зразків, за розмаху напружень  $\Delta\sigma = 243$  МПа, 305 МПа. Їх втомна довговічність до зруйнування при цьому становила 4587 циклів та 770 циклів відповідно. Розмах деформації на ділянці стабілізації при  $N = 0,5 \cdot N_f$ , складав відповідно  $\Delta\varepsilon = 1,29\%$  і  $1,79\%$ .

На основі аналізу макрозламів зразків виявили, що в обох випадках зародження руйнування відбувалося від їх зовнішньої поверхні (Рис. 4.39).



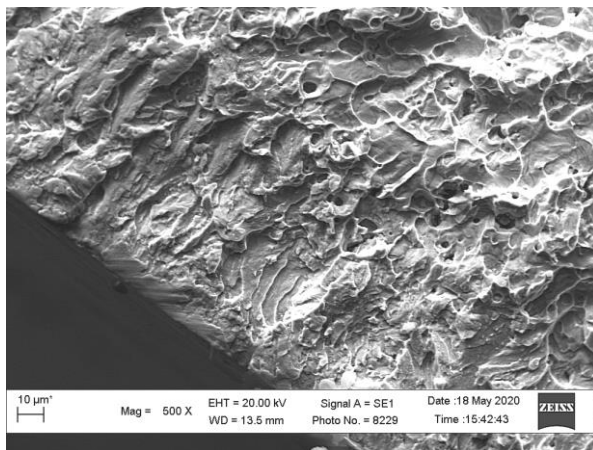
а

б

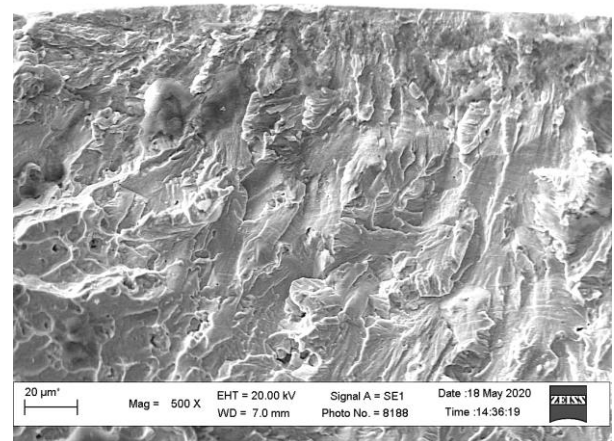
Рис. 4.39. Макрозлами зразків із  $\text{NiTi}$  сплаву після випробувань на малоциклову втому одновісним розтягом з частотою 0,5 Гц та  $R_\sigma = 0,5$  за розмаху напруження  $\Delta\sigma = 305$  МПа ( $N_f = 770$  цикл) – а та  $\Delta\sigma = 243$  МПа ( $N_f = 4578$  цикл) – б

Слів відзначити, що на макрорівні зародження руйнування, при більшому розмаху напруження, відбувалася майже уздовж всього периметра зламу зразка, формуючи відносно неглибоку кільцеву втомну тріщину (Рис. 4.39 а). Тоді як у при меншому розмаху напруження втомні тріщини зароджувалися у вигляді декількох сегментів (Рис. 4.39 б). Максимальний з них розташований у верхній частині зламу. Подальше поширення тріщини відбувалося практично за однією схемою з формуванням віялоподібного макрорельєфу зламу, який свідчить лише про високу швидкість росту тріщини вдовж перерізу зразка.

Аналіз ділянок зародження втомних тріщин за дещо вищої роздільної здатності підтвердив кільцевий характер зародження втомної тріщини при високому рівні розмаху напруження на глибину до 70 мкм (Рис. 4.40 а) і у вигляді серпоподібних сегментів на зламі зразка, зруйнованого за низького розмаху напруження (Рис. 4.40 б). Максимальне підростання тріщини на етапі її докритичного росту досягало  $\sim 500$  мкм. Навіть за невисокої роздільної здатності мікроскопа очевидна чітка радіальна спрямованість фрагментів квазівідколу від зовнішньої поверхні зразків до центру їх перерізу.



а



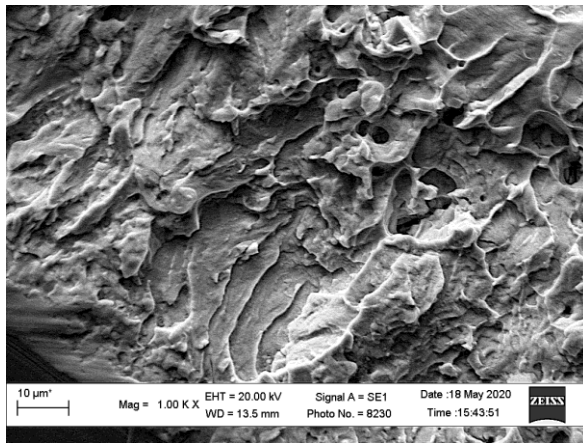
б

Рис. 4.40. Макроособливості зламів зразків із NiTi сплаву на етапі зародження руйнування після випробувань одновісним розтягом з частотою 0,5 Гц та

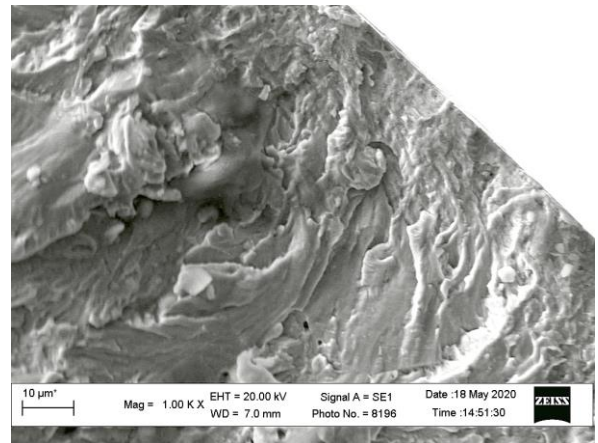
$R_\sigma = 0,5$  за розмаху напруження  $\Delta\sigma = 305$  МПа ( $N_f = 770$  цикл) – а

та  $\Delta\sigma = 243$  МПа ( $N_f = 4578$  цикл) – б

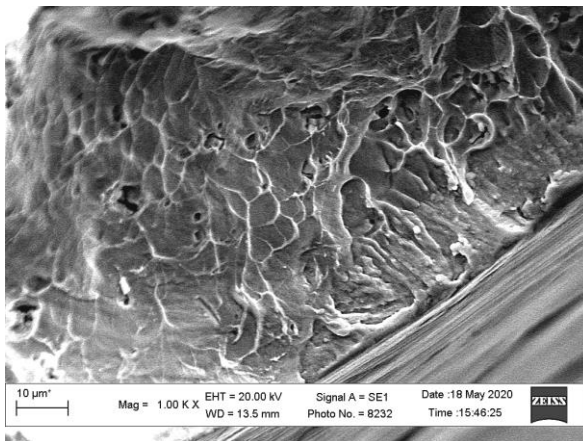
З підвищенням роздільної здатності мікроскопа описані відмінності стали ще очевиднішими (Рис. 4.41). Завдяки високій асиметрії циклу навантаження, навіть на ранніх етапах зародження втомних тріщин від їх бокових поверхонь можна спостерігати радіально орієнтовані гребені на переходах між дуже дрібними квазівідкольними ділянками (Рис. 4.41 б–г).



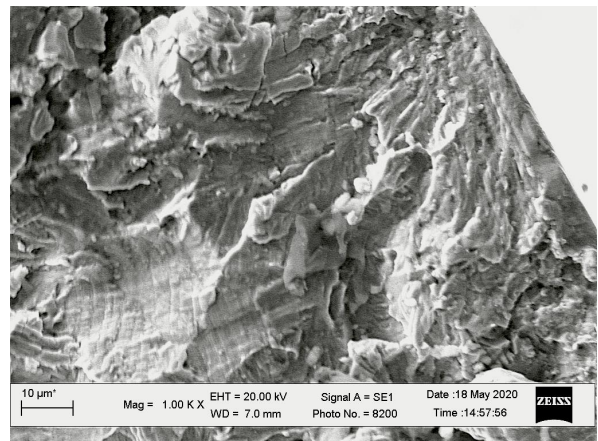
а



б



в



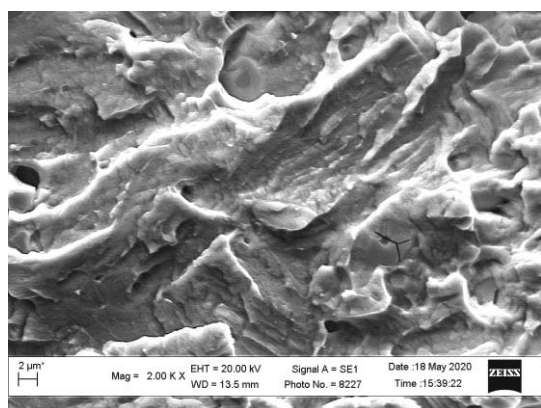
г

Рис. 4.41. Мікрособливість зламів зразків із NiTi сплаву на етапі зародження руйнування після випробувань одновісним розтягом з частотою 0,5 Гц та  $R_\sigma = 0,5$  за розмаху напруження  $\Delta\sigma = 305$  МПа ( $N_f = 770$  цикл) – а, в та  $\Delta\sigma = 243$  МПа ( $N_f = 4578$  цикл) – б, г

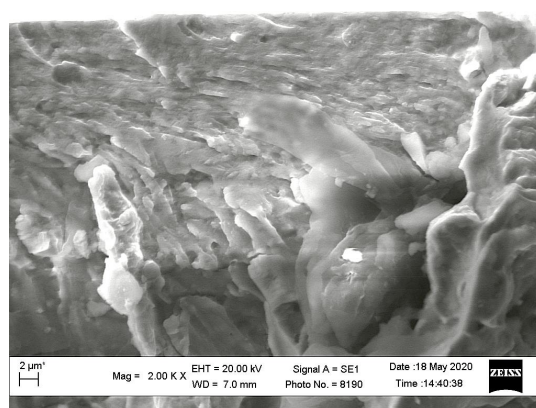
В міру заглиблення тріщин від поверхні до центру перерізу зразків рельєфність квазівідкольних ділянок зростала за рахунок підвищення гребенів відриву на переходах між суміжними ділянками квазівідколу. Відзначається

також зростання довжини, і ширини локальних ділянок відколу та елементів в'язкого відриву на переходах між ними. Проте, якщо при напруженні  $\Delta\sigma = 305$  МПа механізм квазівідкольного руйнування дуже швидко змінювався на практично повністю в'язкий механізм руйнування (Рис. 4.41 а, в), властивий руйнуванню за чисто статичного розтягу зразків, то при  $\Delta\sigma = 243$  МПа руйнування за механізмом квазівідколу подекуди поширювалося на 500 мкм в глибину його перерізу (Рис. 4.41 б, г).

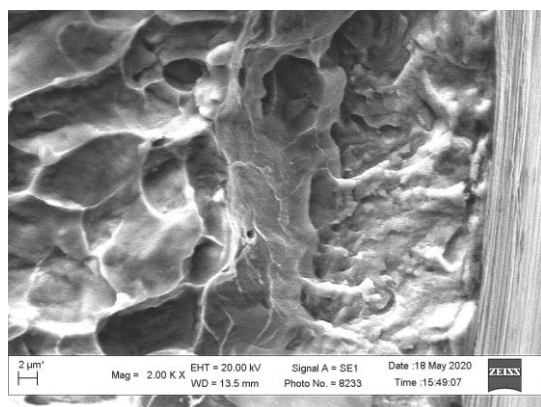
За ще вищої роздільної здатності всі вище описані особливості зародження втомного руйнування в обох зразках стали ще очевиднішими (Рис. 4.42). Це зростання, в міру заглиблення тріщини, висоти гребенів на переходах між суміжними ділянками квазівідколу (Рис. 4.42 а, г), ширини і довжини витягнутих в радіальному напрямі ділянок квазівідколу (Рис. 4.42 а–г). Крім того це стрімкий перехід від втомного росту тріщини до в'язкого доламу зразка, навантажуваного за більшого розмаху напруження (Рис. 4.42 в). Але найважливіше це те, що за високого розмаху напруження (зразок 19), долам розпочинався практично в'язким руйнуванням, а розміри ямок при цьому відповідали розмірам зерен аустеніту в структурі нітинолу, в якій ще не відбулося спричинене деформацією мартенсите перетворення (Рис. 4.42 д). Тоді як на зразку, навантажуваному за розмаху напруження  $\Delta\sigma = 243$  МПа, на деяких фасетках утомного руйнування спостерігали фрактографічні елементи, які за їх орієнтацією стосовно радіального напрямку поширення руйнування та періодичною повторюваністю дуже подібні на втомні боріздки, які власне є характерною ознакою реалізації втомного механізму руйнування будь-яких матеріалів (Рис. 4.42 е). Проте фасетки з такими боріздками були скоріше винятком із правила, ніж характерною ознакою руйнування нітинолу за малоциклової утоми. Більше того на дні цих фасеток спостерігали межі фрагментів, розміри яких відповідали розмірам зерен вихідної аустенітної структури. Слід відзначити також, що крок боріздок і певною мірою їх орієнтація в межах таких фрагментів на дні фасеток, що, як правило, охоплювали декілька зерен вихідного аустеніту, змінювалися при переході через межі зерен (Рис. 4.42 е).



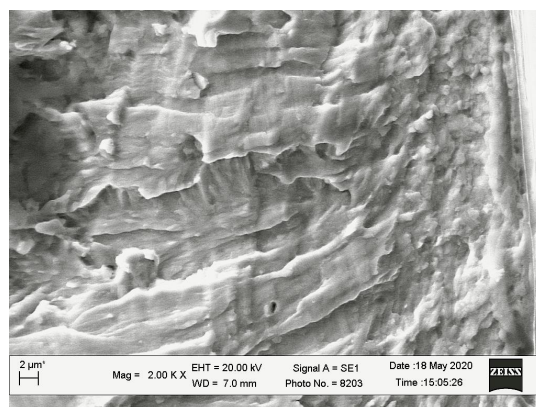
а



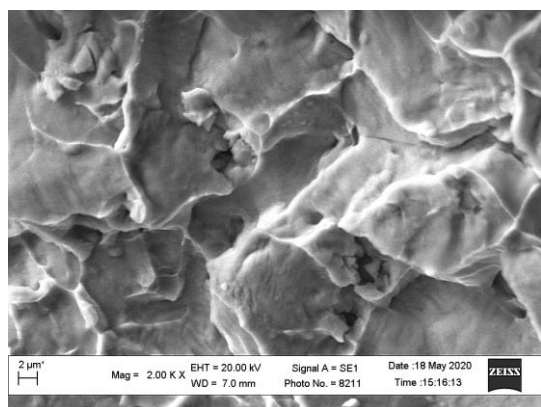
б



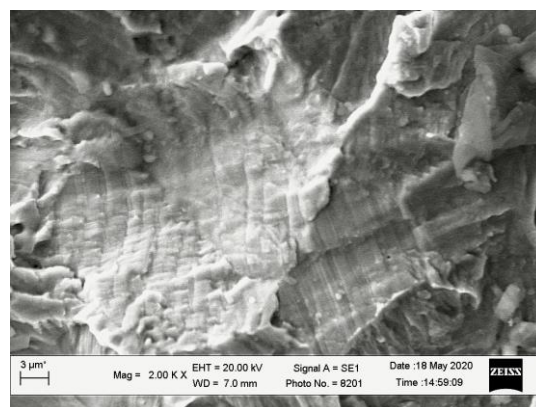
в



г



д

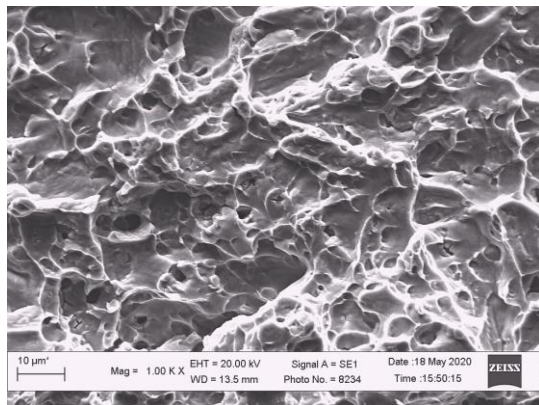


е

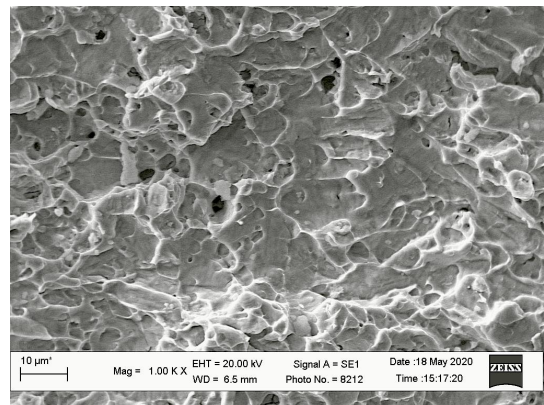
Рис. 4.42. Мікрособливості зламів зразків із NiTi сплаву на етапі зародження і переходу до поширення руйнування за високої роздільної здатності після випробувань одновісним розтягом з частотою 0,5 Гц та  $R_{\sigma} = 0,5$  за розмаху напруження  $\Delta\sigma = 305$  МПа ( $N_f = 770$  цикл) – а, в та  $\Delta\sigma = 243$  МПа ( $N_f = 4578$  цикл) – б, г

Разом з тим незвичним є те, що крок виявлених утомних боріздок відповідав в основному високій швидкості росту утомної тріщини (до

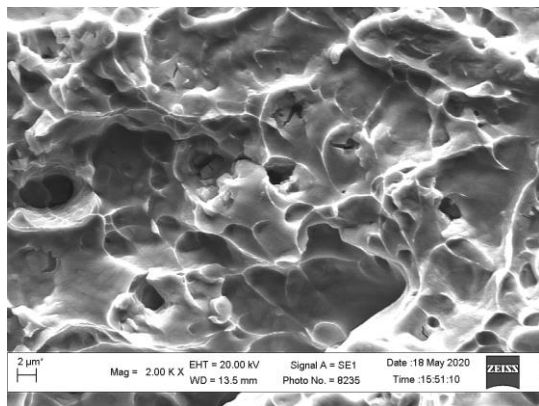
$2 \cdot 10^{-6}$  м/цикл), хоча аналізовані ділянки спостерігали практично відразу за зоною зародження тріщин від бокової поверхні зразка. Оскільки загальна довговічність зразка при  $\Delta\sigma = 243$  МПа складає 4587 циклів, це свідчить з одного боку про незначний вклад довговічності на етапі поширення тріщини у загальну втомну довговічність, а з іншого проте що процес поширення тріщини маб би відбуватися повільніше.



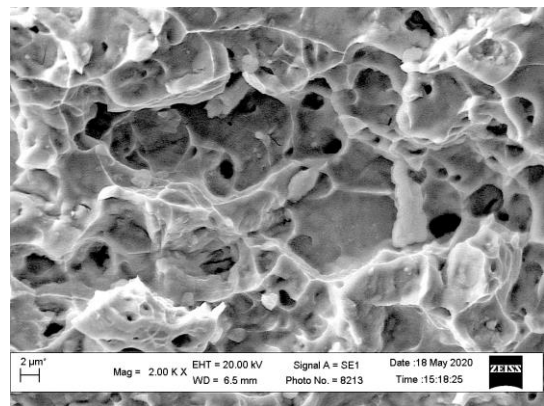
а



б



в



г

Рис. 4.43. Мікрособливість зламів зразків із NiTi сплаву на етапі на етапі доламу після випробувань одновісним розтягом з частотою 0,5 Гц та  $R_\sigma = 0,5$  за розмаху напруження  $\Delta\sigma = 305$  МПа ( $N_f = 770$  цикл) – а, та  $\Delta\sigma = 243$  МПа ( $N_f = 4578$  цикл) – б, г

Виходячи із цих міркувань можна вважати, що спостережені боріздки скоріш за все відповідають межах між суміжними кристалами деформаційного мартенситу, площини яких перпендикулярні до поверхні магістрального



руйнування (або близькі до такого розташування). Коли ж вони майже паралельні до зламу, то на ньому проявляються чіткі контури мікровідколів.

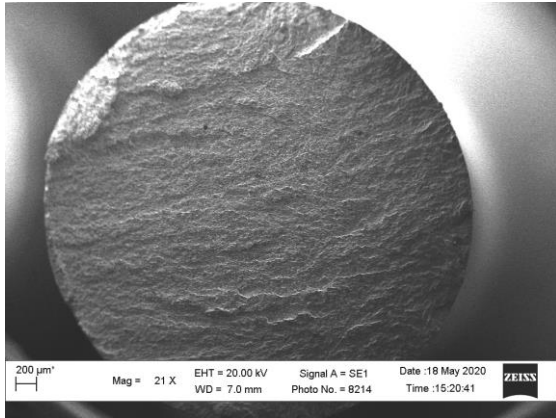
Заключна стадія руйнування обох зразків, якій відповідали центральні частини їх перерізів, відбувалася за в'язким механізмом, характерним для випробувань активним розтягом, з формуванням ямкового (димплогового) рельєфу (Рис. 4.43). В обох випадках на дні сформованих ямок спостерігали включення завбільшки 0,5–3 мкм.

Отже, незалежно від розмаху напруження під час випробувань на малоциклову втому за високої асиметрії навантаження не виявили принципової різниці за механізмом руйнування обох зразків сплаву нітинол на заключному етапі їх руйнування. Проте на етапі зародження руйнування ця різниця була очевидною і пов'язана з вищою рельєфністю гребенів між суміжними фасетками відколів, більшою їх довжиною і шириною за більшої асиметрії циклу навантаження.

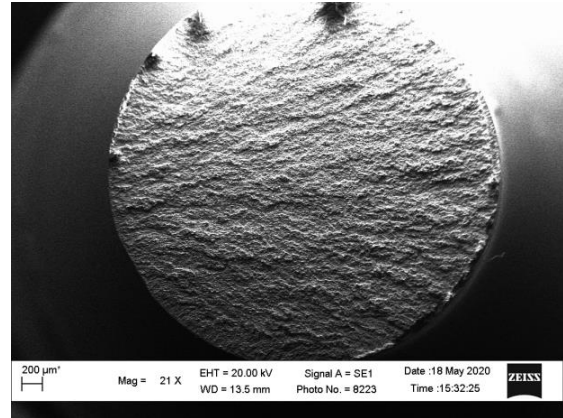
**Вплив асиметрії циклу навантаження.** Гладкі циліндричні зразки діаметром 4 мм із псевдопружного сплаву з ефектом пам'яті форми (типу нітинол  $\text{Ni}_{55,8}\text{Ti}_{44,2}$ ) були випробувані при температурі 0 °С на малоциклову втому за одновісного розтягу частотою 0,5 Гц: один за сталої амплітуди напруження  $\Delta\sigma = 305$  МПа при коефіцієнті асиметрії циклу  $R_\sigma = 0,5$ ; інший за двоступінчастого навантаження із змінною амплітуди навантаження (Рис. 2.6) при асиметрії циклу  $R_\sigma = 0,09 - 0,13$ , режими навантаження якого представлені в табл. 2.1. Розмах напруження на початку кожної ступені, яка складалася з 50 циклів навантаження становив  $\Delta\sigma_s = 480$  МПа і 375 МПа. Втомна довговічність обох зразків приблизно співпадає і становить 609 циклів ( $R_\sigma = 0,09 - 0,13$ ) та 770 циклів навантаження ( $R_\sigma = 0,5$ ) до зруйнування.

На макрорівні поверхні зламів обох зразків практично не відрізняються за макрорельєфом (Рис. 4.44). Зародження втомних тріщин відбувалося від зовнішніх поверхонь зразків у вигляді сегментних тріщин на зразку, випробуваному за змінної амплітуди навантаження при  $R_\sigma = 0,09 - 0,13$  і практично колової тріщини вздовж всього периметру на зразку при ( $R_\sigma = 0,5$ ).

Після зародження тріщини в обох зразках поширювалися на весь їх переріз і формували віялоподібний рельєф зламів, який нагадує рельєф крихких зламів за випробувань сталевих зразків на удар.



а



б

Рис. 4.44. Макрозлами зразків із NiTi сплаву після випробувань одновісним розтягом з частотою 0,5 Гц за змінної ( $\Delta\sigma_s = 480$  МПа і 375 МПа) при  $R_\sigma = 0,09 - 0,13$  (а) та сталої ( $\Delta\sigma = 305$  МПа) при  $R_\sigma = 0,5$  (б) амплітуди навантаження

Разом з тим за вищої роздільної здатності стало очевидним, що зародження втомної тріщини в обох випадках відбувалося за механізмом формування мікроскопічних фрагментів квазівідколу, розміри яких збільшувалися в міру просування тріщини в глибину перерізу зразків (Рис. 4.45 а–д). Відзначили також, що попри практично однакову втомну довговічність обох зразків, у випадку випробувань при  $R_\sigma = 0,09 - 0,13$  найвищі гребені між суміжними фасетками квазівідколу були пошкоджені внаслідок контактування берегів тріщини в кожному з циклів навантаження (Рис. 4.45 а, в). Як результат на фрактограмах вони були практично відполіровані і яскраво світилися. У випадку зразка, випробуваного за асиметрії циклу ( $R_\sigma = 0,5$ ), слідів такого контактування спряжених поверхонь зламу було істотно менше (Рис. 4.45 б, г).

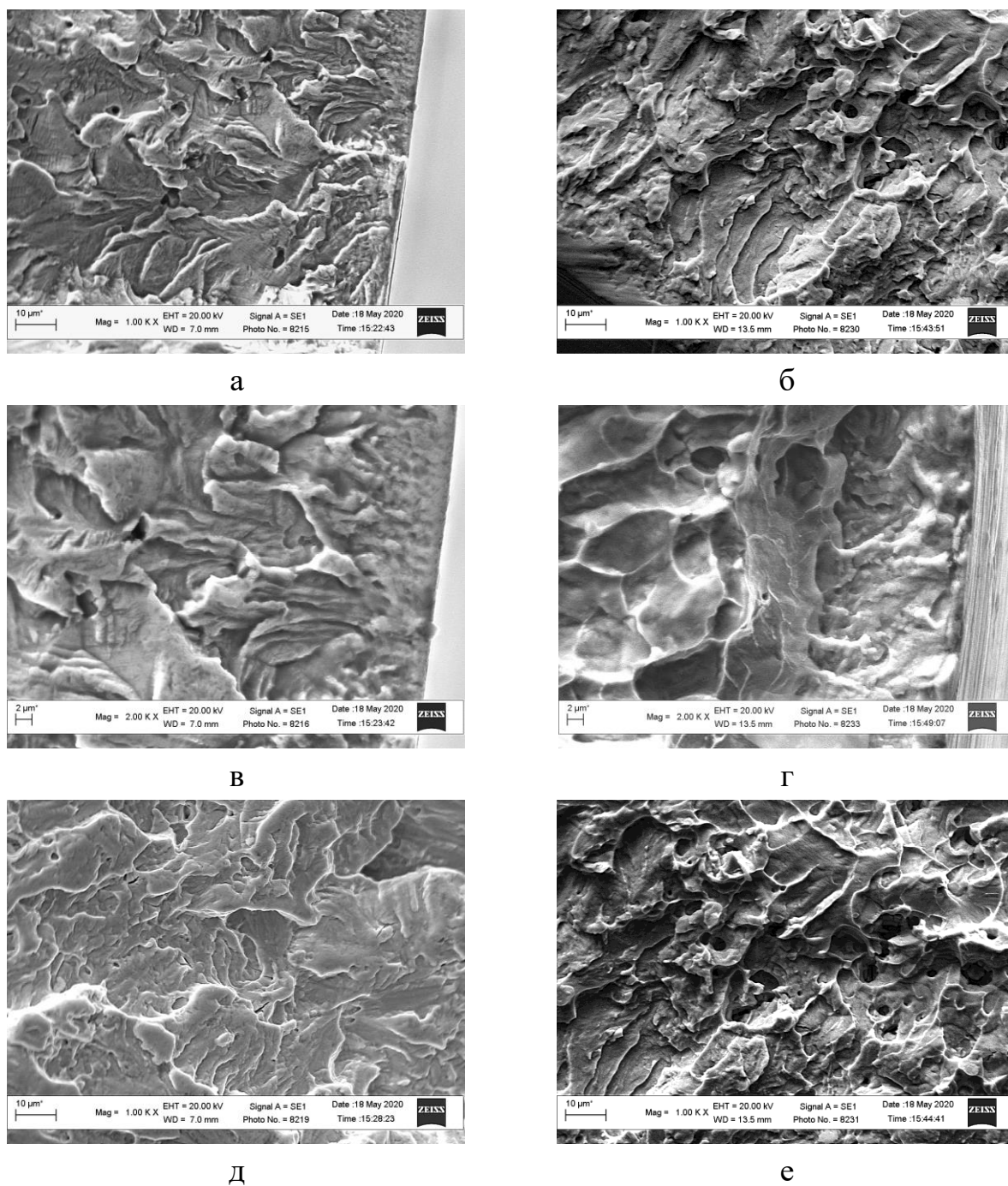
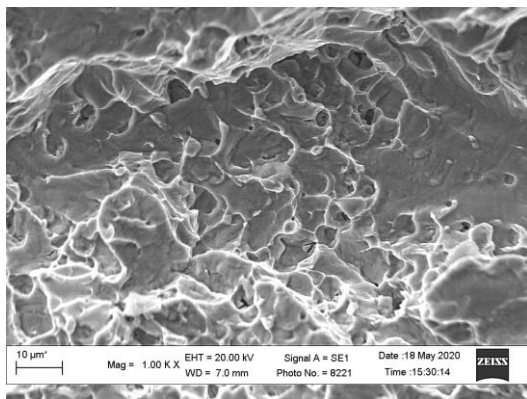


Рис. 4.45. Мікрособлиовості зламів зразків із NiTi сплаву після випробувань одновісним розтягом з частотою 0,5 Гц за змінної ( $\Delta\sigma_s = 480$  МПа і 375 МПа) при  $R_\sigma = 0,09 - 0,1$  (а, в, д) та сталій ( $\Delta\sigma = 305$  МПа) при  $R_\sigma = 0,5$  (б, г, е) амплітуди навантаження на етапі зародження (а – г) та поширення (д, е) тріщини

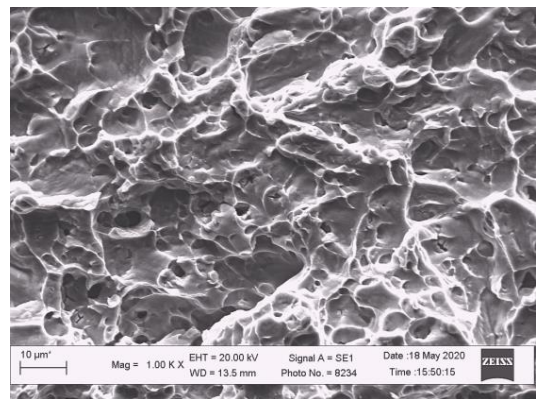
Подібний макрорельєф, спричинений контактуванням берегів тріщини за випробувань на малоциклову втому при  $R_\sigma = 0,09 - 0,13$  зберігся також на докритичному етапі росту тріщини (Рис. 4.45 д, е). Як і на етапі зародження

тріщини, пошкодження і згладжування рельєфу зламу за випроб при вищій асиметрії циклу навантаження були значно меншими. Тоді як при асиметрії ( $R_\sigma = 0,5$ ) дрібні деталі зламу практично зникали.

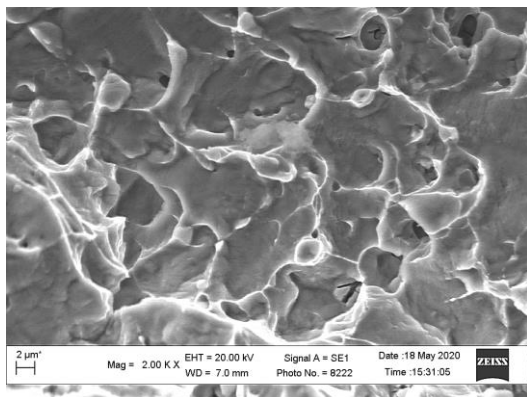
Що стосується центральної частини зламів зразків, то в обох випадках спостерігається типовий ямковий механізм руйнування з включеннями на їх дні (Рис. 4.4 б). Зазначимо лише, що глибина ямок ( $R_\sigma = 0,5$ ) була дещо більшою, ніж при  $R_\sigma = 0,09 - 0,13$ .



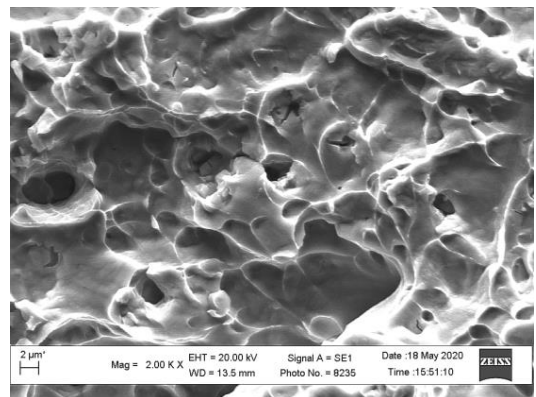
а



б



в



г

Рис. 4.46. Мікрособливості зламів зразків із NiTi сплаву після випробувань одновісним розтягом з частотою 0,5 Гц за змінної ( $\Delta\sigma_s = 480$  МПа і 375 МПа) при  $R_\sigma = 0,09 - 0,1$  (а, в) та сталої ( $\Delta\sigma = 305$  МПа) при  $R_\sigma = 0,5$  (б, г) амплітуди навантаження на ділянці доламу

Очевидна статична складова циклу навантаження спричиняє появу такої особливості, сприяючи витягуванню перетинок між суміжними порами навколо включень аж до їх руйнування.

## 5 ОСОБЛИВОСТІ ВТОМНОГО РОСТУ ТРІЩИН В СПЛАВАХ З ЕФЕКТОМ ПАМ'ЯТІ ФОРМИ

### 5.1 Вплив форми фронту тріщини

Під час росту фронт тріщини формувався у вигляді півеліпса або прямий (Рис. 2.5). Відповідним чином і визначали КІН [185].

На Рис. 5.1. представлено залежність швидкості росту втомної тріщини з прямим фронтом від розмаху коефіцієнту інтенсивності напруження  $\Delta K$ .

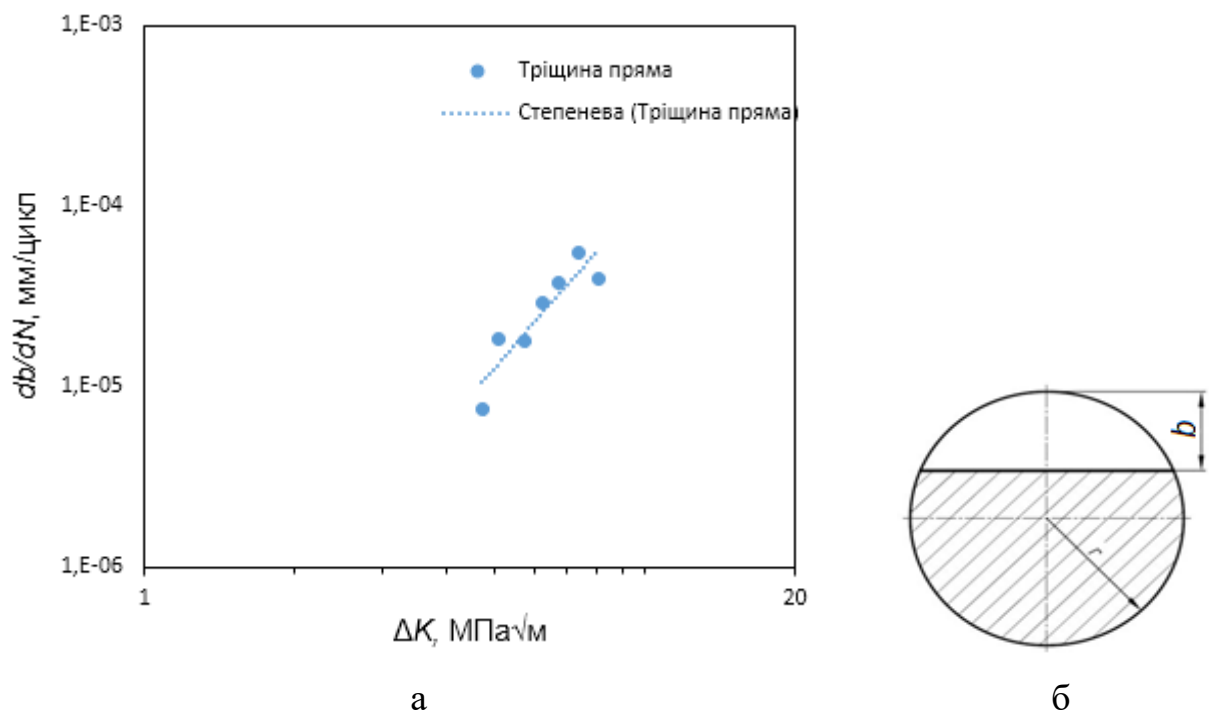


Рис. 5.1. Залежність швидкості росту втомної тріщини з прямим фронтом від розмаху коефіцієнту інтенсивності напруження  $\Delta K$  при  $20\text{ }^{\circ}\text{C}$  і  $R = 0,22$  – а; форма фронту тріщини – б

Отримані результати задовільно апроксимуються рівнянням Періса

$$db / dN = C(\Delta K)^n , \quad (5.1)$$

де  $C$  і  $n$  – коефіцієнт і показник степені, які визначали із експерименту, значення яких подано в табл. 5.1.

Таблиця 5.1

Коефіцієнти  $C$  і  $n$  рівняння Періса (5.1) для NiTi сплаву при температурі 20 °С на повітрі

R	Фронт тріщини	Діапазон $\Delta K$ , МПа $\sqrt{м}$	$C$ , (мм/цикл)/МПа $\sqrt{м}$ $n$		$n$	Коефіцієнт кореляції
			$db/dN = f(\Delta K)$	$db/dN = f(K_{max})$		
0,22	прямий	2,5–6,5	8E-8		3,16	0.828
0,22	півеліптичний	6,6–10,0	4E-9		4,82	0,724
0,22	прямий, півеліптичний	2,5–10,0	2E-8	7E-9	3,97	0,781
0,5	півеліптичний	3,2–10,1	1E-6	2E-7	2,56	0,961

На Рис. 5.2. представлено експериментальну залежність швидкості росту півеліптичної втомної тріщини в NiTi сплаві від розмаху коефіцієнту інтенсивності напруження  $\Delta K$ , а також її степеневу апроксимацію за формулою (5.1).

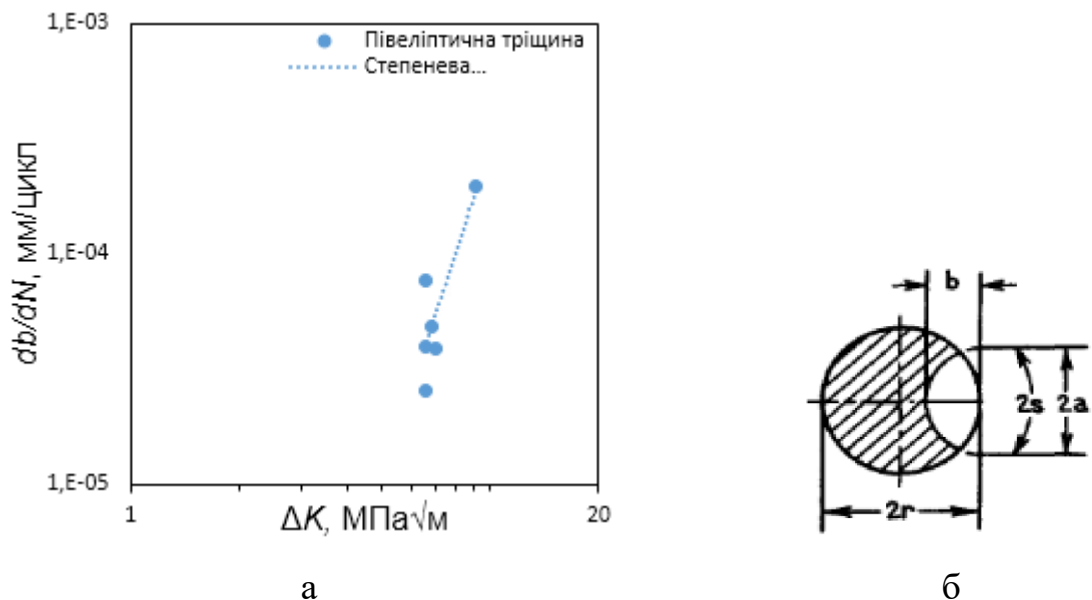


Рис. 5.2. Залежність швидкості росту втомної тріщини з півеліптичним фронтом від розмаху коефіцієнту інтенсивності напруження  $\Delta K$  при 20 °С і  $R = 0,22$  – а; форма фронту тріщини – б

Під час росту півеліптичної втомної тріщини відбувається зміна коефіцієнту форми тріщини  $b/a$  (Рис. 5.3).

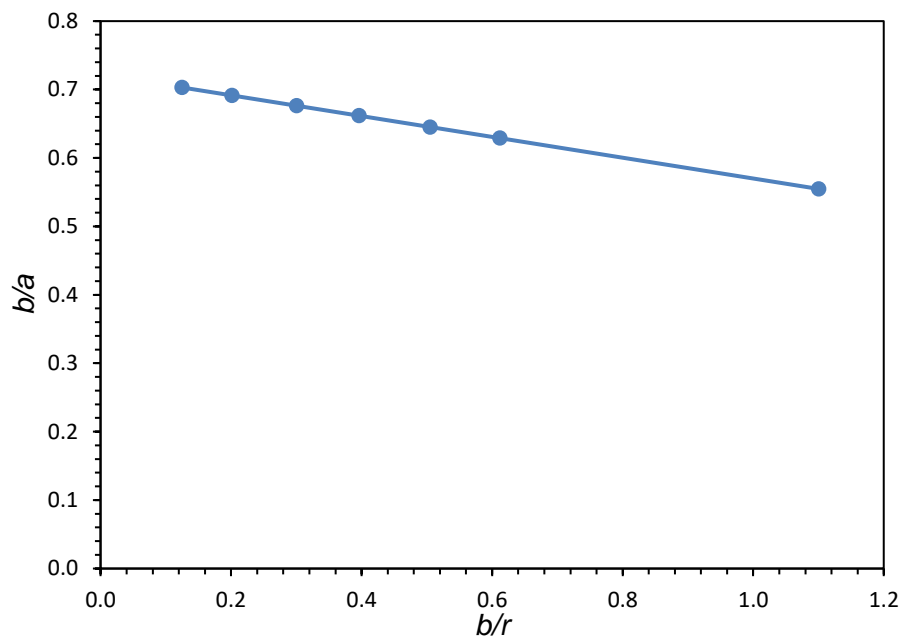


Рис. 5.3. Залежність коефіцієнту форми півеліптичної поверхневої тріщини від відносної глибини тріщини при  $20^{\circ}\text{C}$  і  $R = 0,22$

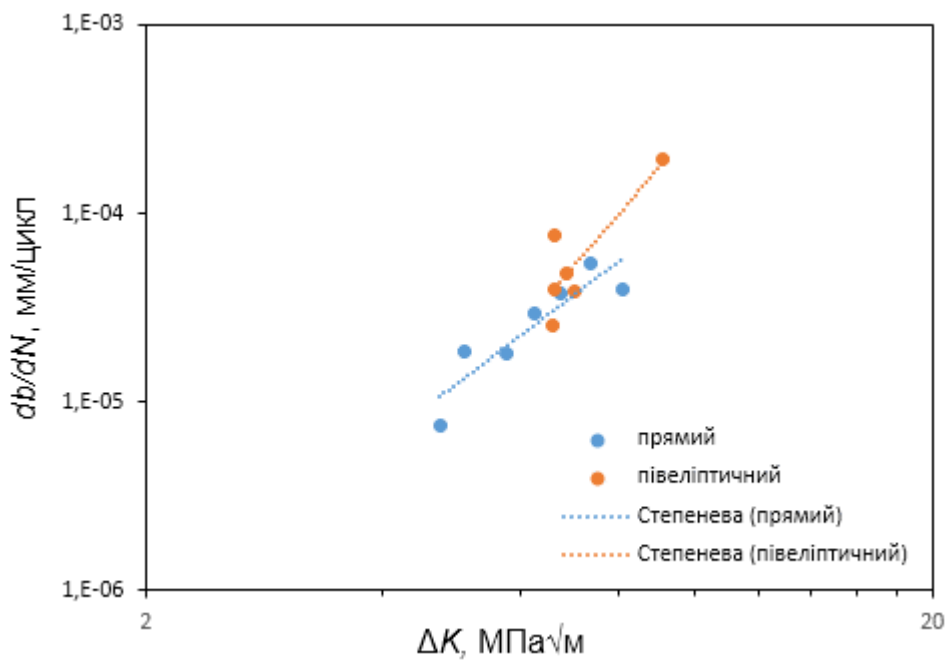


Рис. 5.4. Порівняльні залежності швидкості росту втомної тріщини з прямим і півеліптичним фронтом від розмаху КІН  $\Delta K$  при  $20^{\circ}\text{C}$  і  $R = 0,22$

Із збільшенням відносної глибини тріщини  $b/r$  від 0,36 до 1,0 відношення  $b/a$  зменшується від 0,67 до 0,54.

Порівняння швидкості росту півеліптичної і прямої втомної тріщини в найглибшій точці від розмаху коефіцієнту інтенсивності напруження  $\Delta K$  (Рис. 5.4) дає підстави стверджувати, що незалежно від форми фронту (прямий, півеліптичний) представлені дані знаходяться в межах однієї смуги розкиду і можуть бути описані єдиною залежністю.

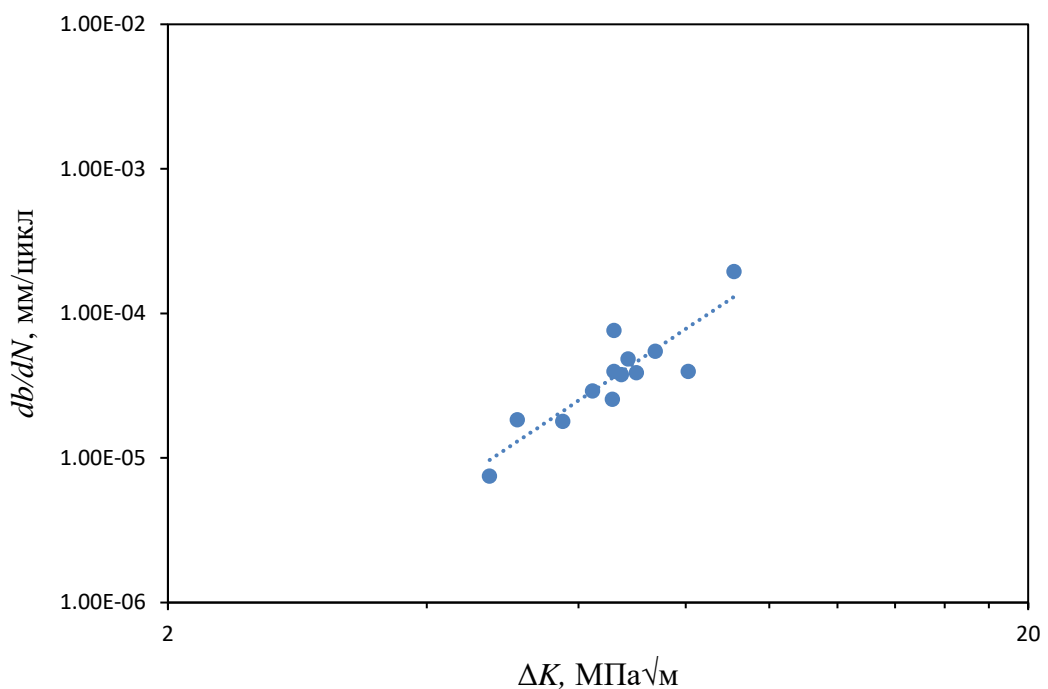


Рис. 5.5. Узагальнена залежність швидкості росту втомної тріщини з прямим і півеліптичним фронтом від розмаху коефіцієнту інтенсивності напруження  $\Delta K$  при 20 °С і  $R = 0,22$

На Рис. 5.5 представлено узагальнену залежність швидкості росту втомної тріщини з прямим і півеліптичним фронтом від розмаху коефіцієнту інтенсивності напруження  $\Delta K$  при 20 °С і  $R = 0,22$ , а також її степеневу апроксимацію за формулою (5.1).



## 5.2 Вплив асиметрії циклу навантаження

Досліджували вплив асиметрії циклу навантаження ( $R = 0,22$  і  $0,5$ ) на швидкість росту втомних тріщин за одновісного розтягу циліндричних зразків діаметром 8 мм з прямим надрізом перпендикулярним до осі зразка глибиною 0,6 мм за температури  $20^\circ\text{C}$ . Методика дослідження детально описана в п. 2.5.

Експериментально отримані залежності швидкості  $db/dN - \Delta K$  відповідають лінійній ділянці Періса і вказують на істотне збільшення швидкості РВТ при підвищенні асиметрії  $R$  від 0,2 до 0,5 (Рис. 35.6 а) [220]. Загалом для традиційних конструкційних матеріалів вважають, що коефіцієнт  $R$  незначно впливає на швидкість росту на другій ділянці КДВР, ділянці Періса [221]. На першій (припороговій) ділянці збільшення швидкості РВТ зумовлено усуненням ефекту закриття тріщини, яке істотно проявляється саме за таких умов навантаження.

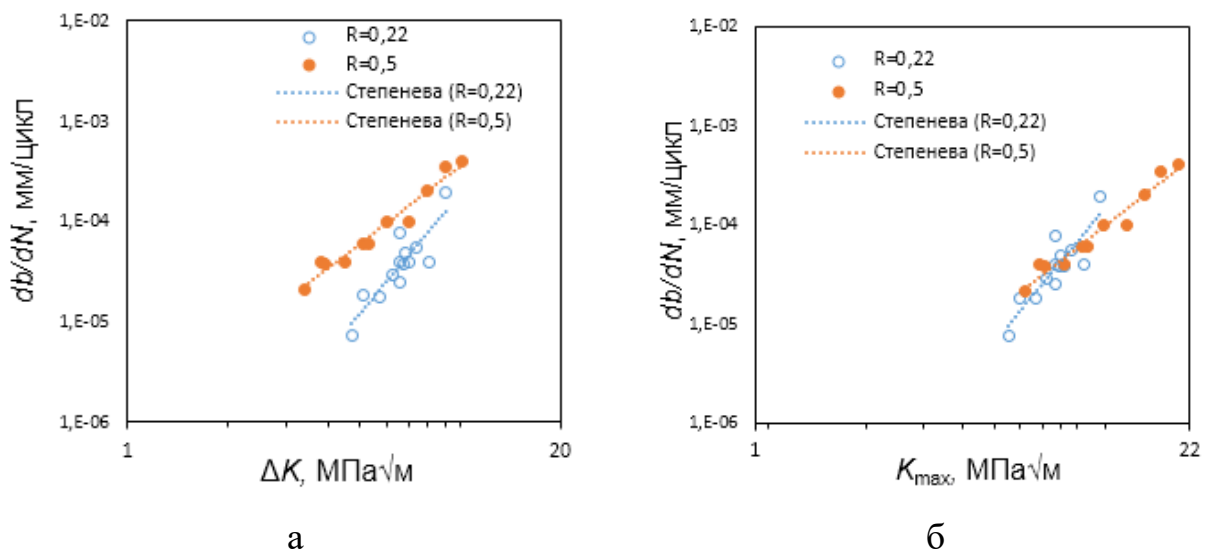


Рис. 5.6. Порівняльні залежності швидкості РВТ від розмаху КІН (а) та  $K_{\text{max}}$  (б) за коефіцієнту асиметрії циклу навантаження  $R = 0,22$  і  $0,5$  при  $20^\circ\text{C}$

На третій завершальній ділянці РВТ домінує статичний чинник, що і визначає провідну роль у втомному руйнуванні показника  $K_{\text{max}}$ . В той же час

ділянці Періса не властивий значний прояв як закриття тріщини, так і статичного чинника.

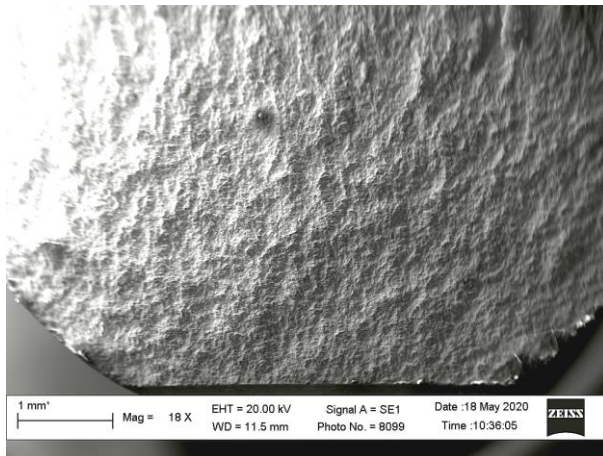
Збільшення коефіцієнту асиметрії циклу навантаження від  $R = 0,22$  до  $0,5$  майже у 2 рази підвищує швидкість РВТ за однакового значення  $\Delta K$ .

Отримані результати (Рис. 5.6 а) спонукали перебудувати діаграми  $db/dN - \Delta K$  в нетрадиційні  $db/dN - K_{\max}$  (Рис. 5.6 б). Виявлено, що на лінійній ділянці Періса швидкість  $db/dN$  практично не чутлива до зміни  $R$ , і може бути описана єдиною залежністю (лінія 1). Це принциповий результат, який вказує, що параметр  $K_{\max}$  однозначно, незалежно від  $R$ , визначає швидкість РВТ, тобто слугує механічною рушійною силою росту тріщини. До подібного висновку можна прийти також з аналізу праці [174], в якій зазначено, що стосовно сплаву нітинол параметр  $\Delta K$ , а також ефективний розмах КІН  $\Delta K_{eff} = K_{\max} - K_{op}$ , визначений з урахуванням ефекту закриття тріщини, однозначно не описують кінетику руйнування. Таким чином, з позицій механіки втомного руйнування сплаву нітинол властива чітка особливість: показник  $K_{\max}$  виступає механічною рушійною силою втомного росту тріщини. Оскільки цьому сплаву притаманні кардинальні структурно-фазові перетворення, спричинені не температурним чинником, а механічним навантаженням, то можна припустити, що саме вони відповідальні за описаний механічний феномен.

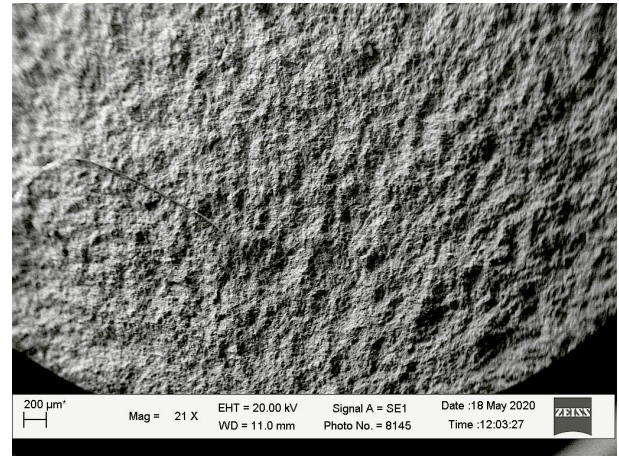
### 5.3 Мікромеханізми руйнування NiTi сплаву з пам'яттю форми.

*Фрактографічні особливості росту втомної тріщини під час випробувань сплаву нітинол на циклічну тріщиностійкість з різною асиметрією в циклі навантаження.* Для випробувань на циклічну тріщиностійкість використали циліндричні зразки із псевдопружного сплаву з ефектом пам'яті форми  $Ni_{55,8}Ti_{44,2}$  діаметром 8 мм з одностороннім сегментним надрізом на глибину до 0,5 мм. Зразки навантажували за кімнатної температури за схемою одновісного розтягу-стиску частотою 0,5 Гц за позитивної асиметрії циклу навантаження  $R = 0,22$  (зразки Т2 і Т4) та  $R = 0,5$  (зразок Т8).

Попри подібність макрорельєфу руйнування обох зразків між собою та з отриманим за випробувань на малоциклову втому (віялоподібне поширення руйнування від центральної точки по довжині концентратора в глибину перерізу зразків, Рис. 5.7 а, б), вже за невисокої роздільної здатності їх відмінність від зламів зразків, випробуваних на малоциклову втому стала очевидною.



а

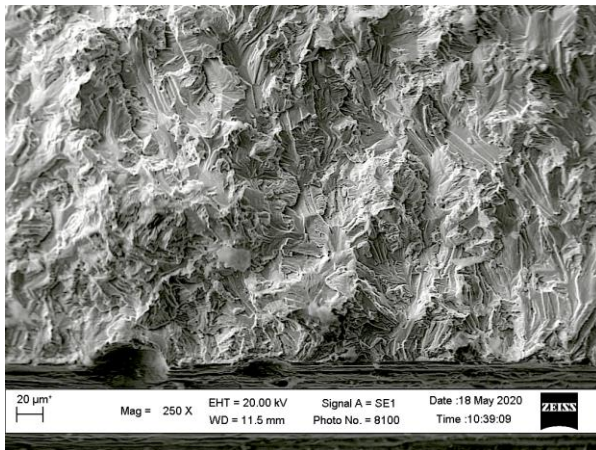


б

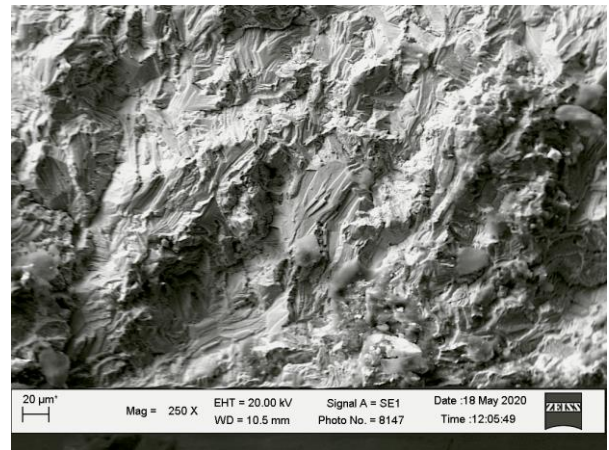
Рис. 5.7. Макрофрактограми зародження утомних тріщин нітинолу від концентраторів напружень (знизу на фрактограмах) за асиметрії циклу

$$R_{\sigma} = 0,22 \text{ (а)} \text{ та } R = 0,5 \text{ (б)}$$

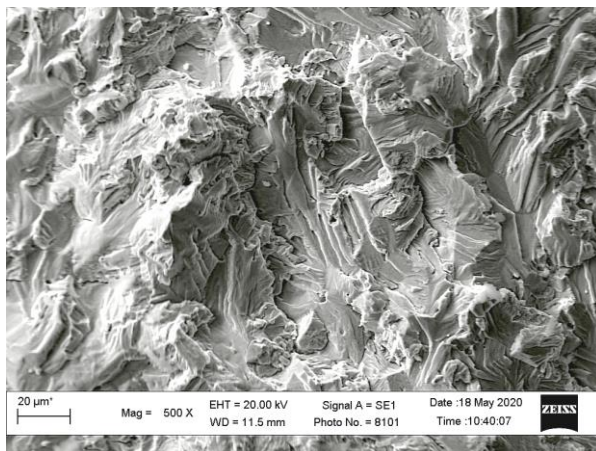
Адже за випробувань на циклічну тріщиностійкість процес поширення втомного руйнування став перманентним і поширювався на більшу частину перерізу зразків, на відміну від випробувань на малоциклову втому, коли практично відразу після зародження тріщин від бічної поверхні зразків за механізмом втоми відбувався перехід до руйнування за механізмом статичного відриву. Це стало ще очевиднішим за вищої роздільної здатності це (Рис. 5.8).



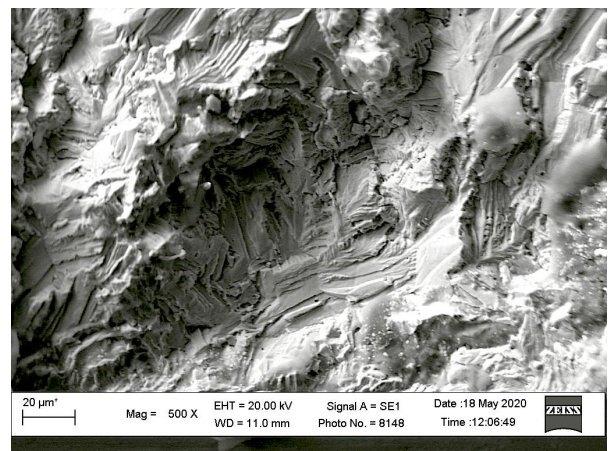
а



б



в

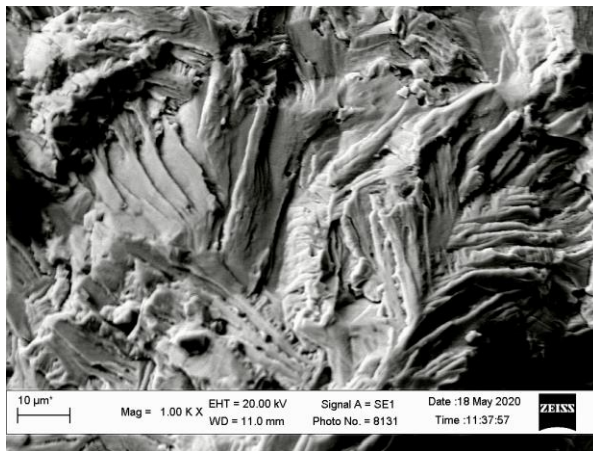


г

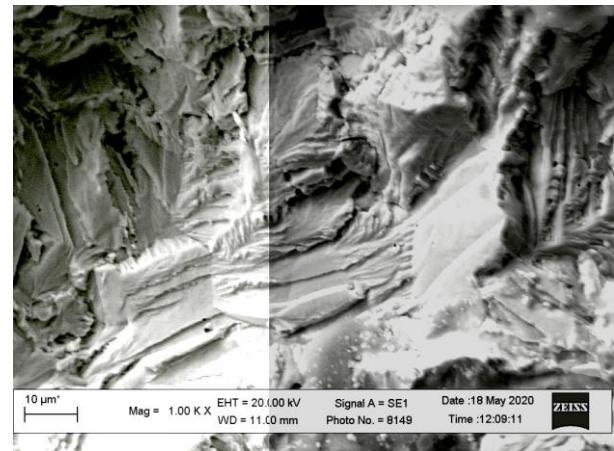
Рис. 5.8. Мікрофрактограми зародження утомних тріщин від концентраторів напружень (знизу на фрактограмах), зафіксовані на зразках Т2 (а, в) та Т8 (б, г) із сплаву нітинол, навантажених за схемою розтяг-стиск частотою 0,5 Гц за  $R = 0,22$  (а, в) та  $R = 0,5$  (б, г)

Зокрема виявилось, що орієнтація крихких ділянок квазівідколу помітно змінювалася на переходах через межі між суміжними зернами, що є прямим свідченням їх зв'язку з орієнтацією атомних рядів в різних зернах. Адже в кожному із зерен сприятливими для реалізації відколу є різні площини. Цю особливість ще яскравіше можна було ідентифікувати з результатів фрактографічних досліджень із використанням ще вищої роздільної здатності (Рис. 5.9). Майже паралельні фасетки відколу вздовж кристалів мартенситу в

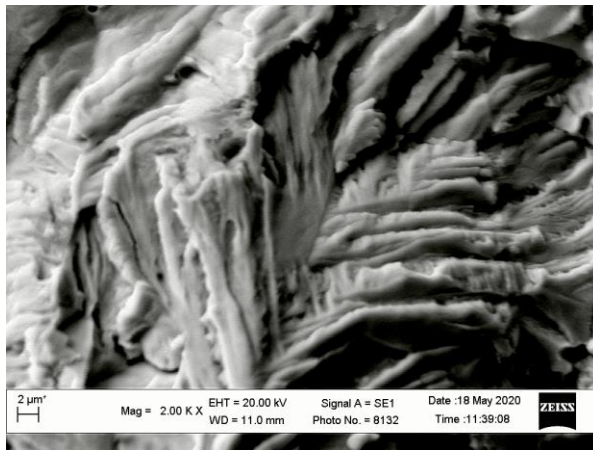
межах кожного із зерен дає підстави зв'язати їх з деформаційним структурно-фазовим перетворенням аустеніту в мартенсит.



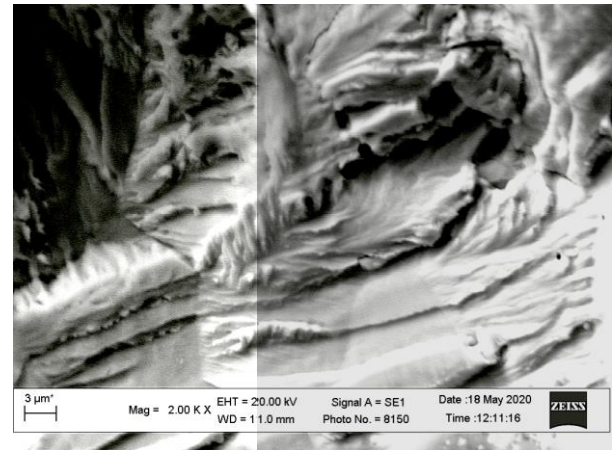
а



б



в



г

Рис. 5.9. Мікрофрактограми зародження втомних тріщин від концентраторів напружень (знизу на фрактограмах) за  $R = 0,22$  (а, в) та  $R = 0,5$  (б, г)

На ділянці зародження тріщин від концентраторів напружень (як і на етапі зародження втомних тріщин від поверхні гладких зразків) домінували паралельні фасетки квазівідколів, орієнтація яких змінювалася від зерна до зерна (Рис. 5.9 а, б). Очевидно, що це ознака значної орієнтаційної невідповідності площин з атомних рядів у суміжних зернах сплаву нітинол, яким властивий мінімальний опір поширенню руйнування за дії циклічних навантажень. Паралельні ряди квазівідколів відокремлюють один від одного рельєфні гребені.

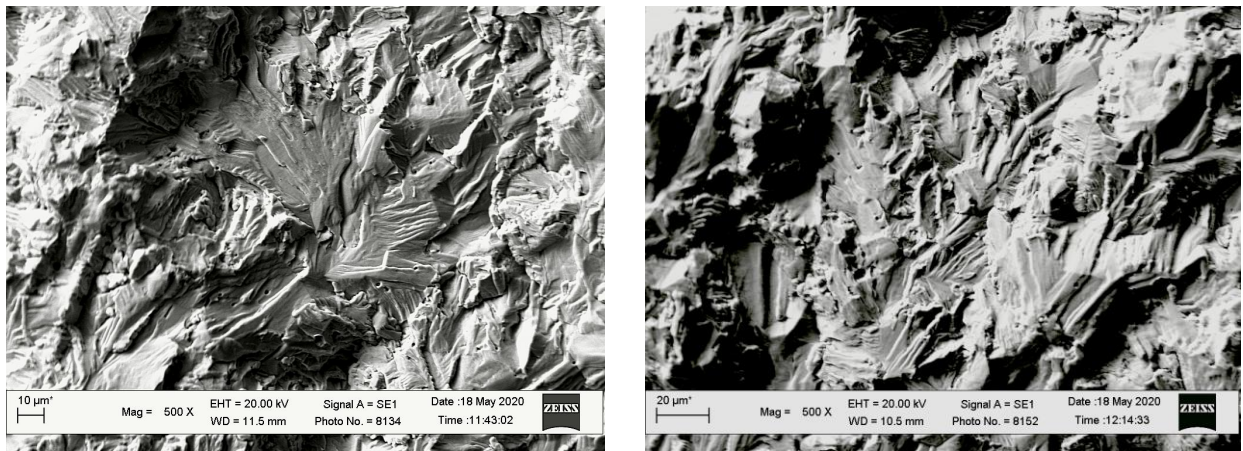
Проте практично паралельні фасетки крихких відколів, орієнтовані вздовж мартенситних кристалів, переважали в окремих зернах (Рис. 5.9 б, в). Їх розмежують один від одного ділянки, сформовані також за механізмом квазівідколу, але розташовані в майже перпендикулярних площинах. Таким чином поява різно орієнтованих квазівідколів в межах одного і того самого зерна свідчить про зниження опору відколюванню у різних напрямках в суміжних кристалах мартенситу, спричинене циклічним деформуванням металу у вершині тріщини. Адже саме за циклічного деформування нітинолу (особливо з високою асиметрією в циклі навантаження) у зоні передруйнування втомної тріщини виникають передумови для інтенсифікації деформаційно обумовленого фазового перетворення аустеніту в мартенсит. Як наслідок у кожному з півциклів навантаження відбувалося деформаційне перетворення кристалічної ґратки, яку пов'язують із аустенітом, у ґратку, властиву мартенситу, а у півциклі розвантаження відбувалося зворотне деформаційне перетворення. Проте, оскільки за випроб на циклічну тріщиностійкість з додатньою асиметрією циклу зразок залишався навантаженим навіть за мінімальної амплітуди, то зворотне перетворення мартенситу в аустеніт відбувалося лише частково. Як наслідок ділянки прямого деформаційного перетворення (у півциклі навантаження) розмежовувалися ділянками, сформованими під час зворотного деформаційного перетворення (у півциклі розвантаження). Розглядаючи таку послідовність деформаційних перетворень за циклічного навантаження слід враховувати, що кристали мартенситу завжди містять дефекти (дислокації, їх скупчення, лінії ковзання, порувату структуру, тонкі двійники, дефекти пакування, вакансії та їх різні ансамблі та комбінації). Причому мартенситне перетворення за деформаційним механізмом в нітинолі є оборотним, оскільки при його нагріванні відбувається зворотне перетворення і відновлюється первинна аустенітна структура і розміри зразка. Тоді як за пластичної деформації звичайних матеріалів (без ефекту пам'яті форми) змінюються розміри і субструктура деформованого зразка (внаслідок утворення лісу дислокацій і їх скупчень, коміркової дислокаційної структури, ліній ковзання і двійників). Отже

у цьому випадку деформація незворотна, оскільки при знятті напружень розміри і утворена під час навантаження субструктура залишаються такими, які сформувалися під час деформації.

Дефекти, утворені у деформаційному за походженням мартенситі, безумовно, сприяють руйнуванню, знижуючи опір руйнування кристалів мартенситу відколом. Адже зміна фазового стану ділянок, які підлягають перетворенню, обумовлена самим характером перебудови кристалічної ґратки, за якого атоми не обмінюється місцями один з одним (як це відбувається під час дифузії і деяких дифузійних фазових переходів, наприклад, під час старіння), а лише зміщуються на віддаль, що не перевищує міжатомну. За такої перебудови на межах розділу старої і нової фаз зберігається хоча б часткова спряженість, але, зрозуміло, що внаслідок цього ці межі ослаблені. На підставі вище сказаного вважали, що руйнування квазівідколом відбувалося саме вздовж цих ослаблених меж розділу старої і нової фаз. Причому лише завдяки реалізації втомного руйнування вдалось візуалізувати послідовність структурно-фазових перетворень в нітинолі. Адже при руйнуванні зразок розвантажується і деформаційно обумовлене зворотне перетворення повинно було б відбутися у повному об'ємі. У такому разі межі розділу мартенситної і аустенітної фаз, які сформувалися у зоні передруйнування у вершині тріщини, мали би зникнути, коли тріщина просунулася і береги тріщини позаду неї в основному розвантажилися. І якби не руйнування зразка, поверхня якого візуалізувала ці межі, то, вочевидь, важко було б довести протікання деформаційно обумовленого структурно-фазового перетворення за кімнатної температури.

Встановлено, що описані особливості рельєфу зламів, які спостерігали на ділянці зародження втомної тріщини від механічного концентратора напружень, зберігалися впродовж поширення руйнування на практично весь переріз зразка. Зокрема на глибині 0,5 мм від вершини механічного концентратора (що відвідає максимальній глибині тріщини, яка зароджувалася від зовнішньої поверхні гладкого зразка) також спостерігали яскраві прояви руйнування за механізмом

квазівідколу вздовж кристалів мартенситу, сформованого в процесі напрацювання нітинолу (Рис. 5.10).



а

б

Рис. 5.10. Мікрофрактограми втомного руйнування нітинолу на глибині 0,5 мм від вершини механічного надрізу (знизу на фрактограмах) за асиметрії циклу  $R = 0,22$  (а) та  $R = 0,5$  (б)

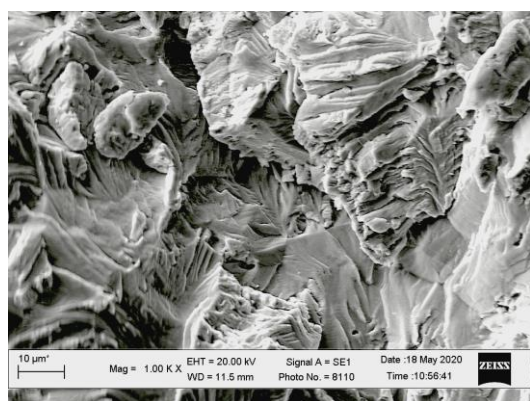
За більшої роздільної здатності ці деталі стали ще чіткішими (Рис. 5.11).

Орієнтація витягнутих ділянок квазівідколу також змінювалася від зерна до зерна. Рельєф зразка, випробуваного за вищої асиметрії в циклі навантаження був чіткішим, а за нижчої – згладжений внаслідок контактування берегів тріщини в процесі випробувань.

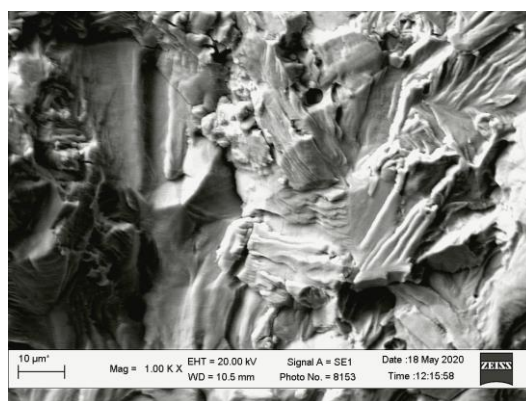
Разом з тим відзначили значно більшу кількість зерен, руйнування яких відбувалося внаслідок зсуву (Рис. 5.11 в, г), порівняно з ділянкою зародження руйнування в околі вершини надрізу (Рис. 5.8 та Рис. 5.9). Крім того зменшилася висота рельєфу на поперечних квазівідкольних ділянках (Рис. 5.11 д), що пов'язано із зниженням розмаху КІН у вершині тріщини через розширення фронту її поширення в міру зростання її довжини аж до центру перерізу зразка. Крім того зросло затирання рельєфу на ділянках квазівідколу (Рис. 5.11 в–е), що також може бути пов'язано із кращими передумовами для контактування берегів тріщини. Сліди затирання проявилися на зламах у вигляді блискучих гребенів на переході між суміжними ділянками квазівідколу.



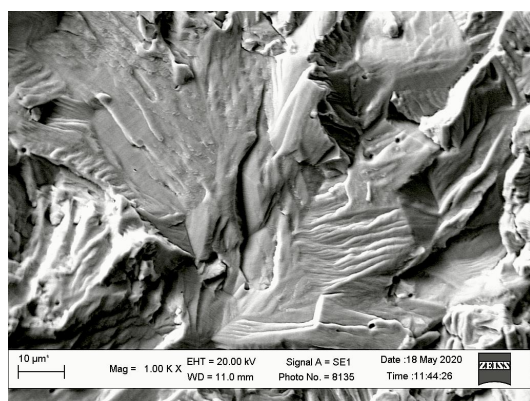
На глибині 1,2–1,3 мм від вершини механічного концентратора напружень подібні до описаних закономірності зміни рельєфу зламів зразків спостерігали незалежно від використаної роздільної здатності мікроскопа (Рис. 5.12, Рис. 5.13, Рис. 5.14).



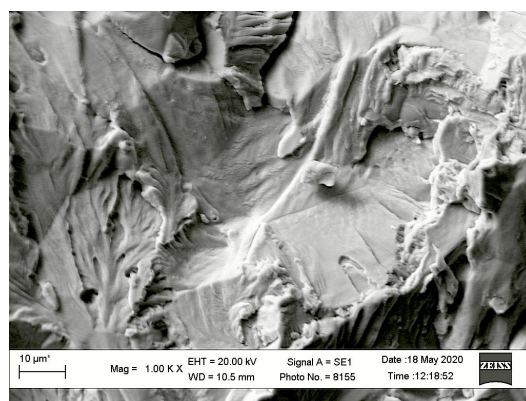
а



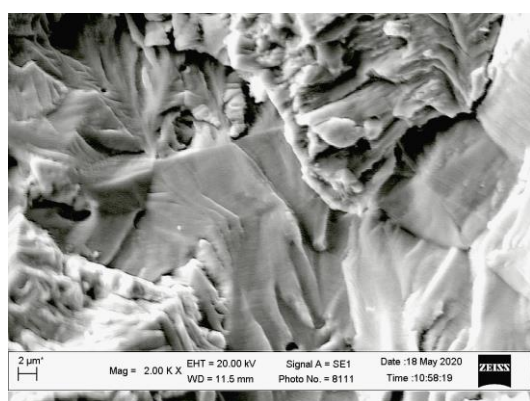
б



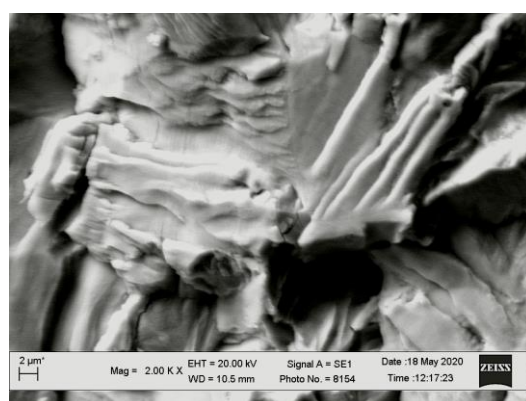
в



г



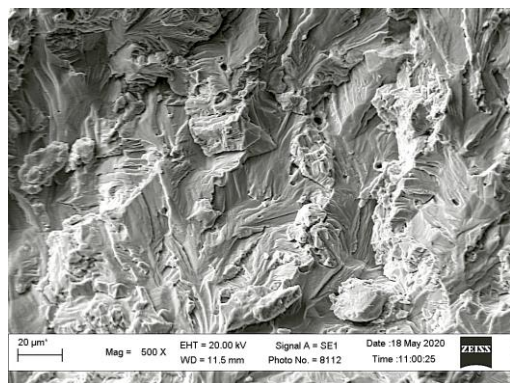
д



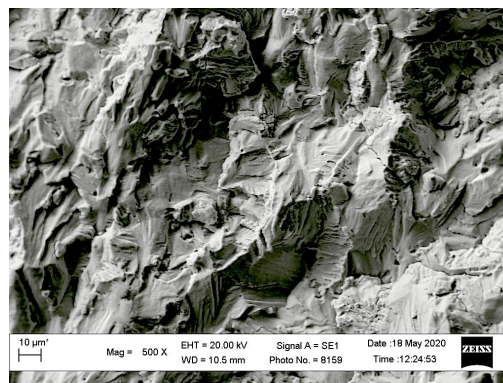
е

Рис. 5.11. Мікрофрактограми втомного руйнування нітинолу на глибині 0,5 мм від вершини механічного надрізу (знизу на фрактограмах) за асиметрії циклу навантаження  $R = 0,22$  (а) та  $R = 0,5$  (б)

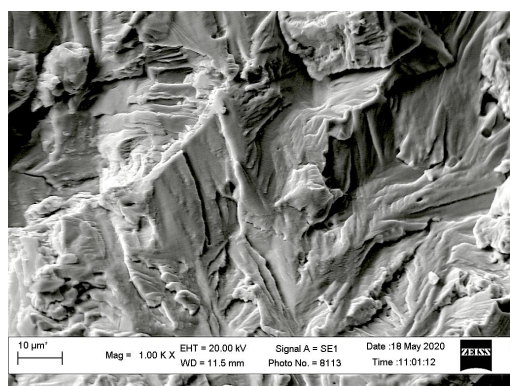
Проте відзначили зниження рельєфності деталей квазівідколу та зменшення розміру зерен в межах яких відбувалося деформаційне мартенситне перетворення (Рис. 5.12 порівняно і Рис. 5.10).



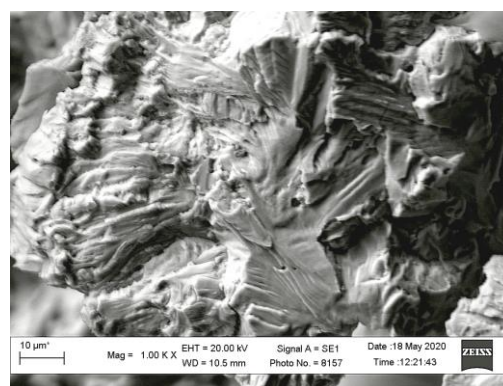
а



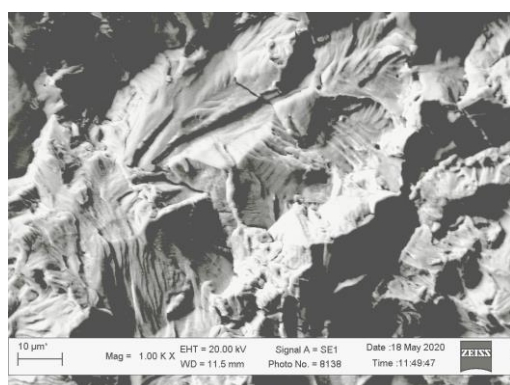
б



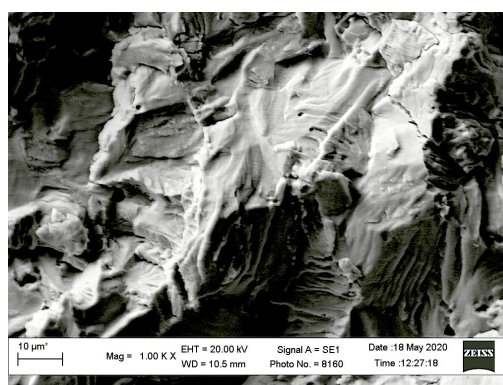
в



г



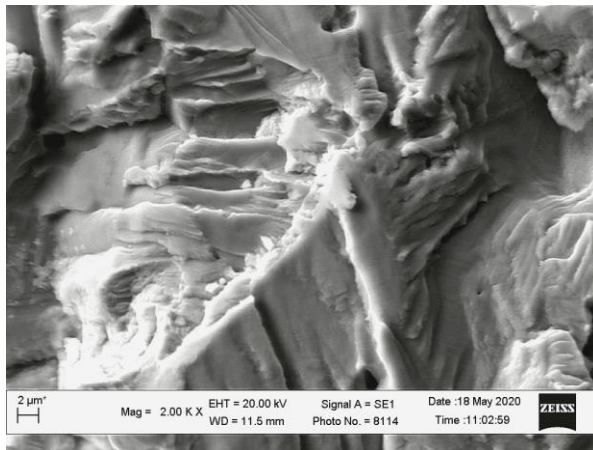
д



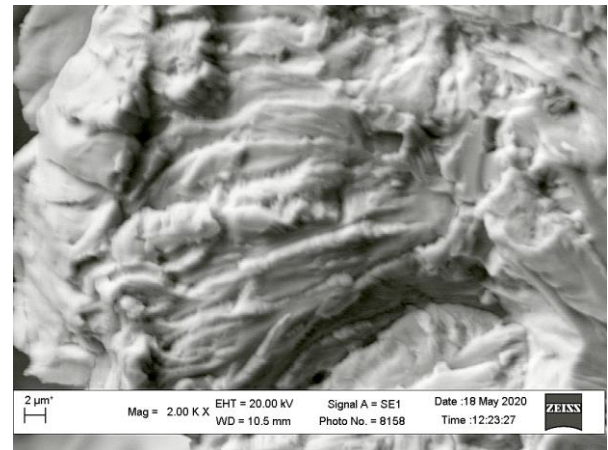
е

Рис. 5.12. Мікрофрактограми руйнування нітинолу, знизу на фрактограмах (а, б) та на глибині 1,2–1,3 мм від вершини механічного надрізу, за асиметрії циклу  $R = 0,22$  (а, в, д) та  $R = 0,5$  (б, г, е)

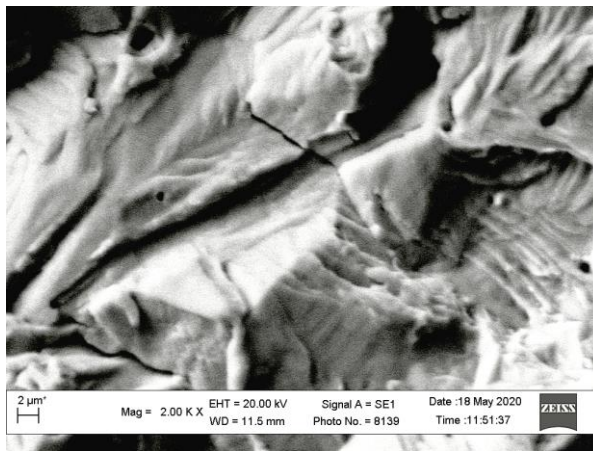
Це пов'язало із зменшенням розмаху деформації у вершині тріщини через розширення її фронту. Внаслідок цього лише в менших за розмірами зернах виникали достатні передумови для деформаційного перетворення аустеніту в мартенсит. Ці нюанси краще прослідковувалися за вищої роздільної здатності (Рис. 5.12 і Рис. 5.13).



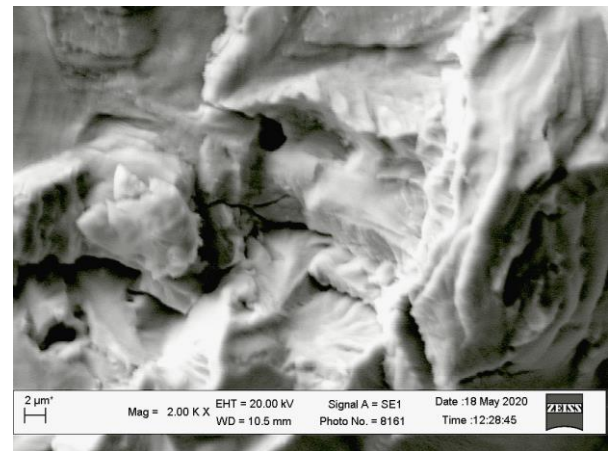
а



б



в

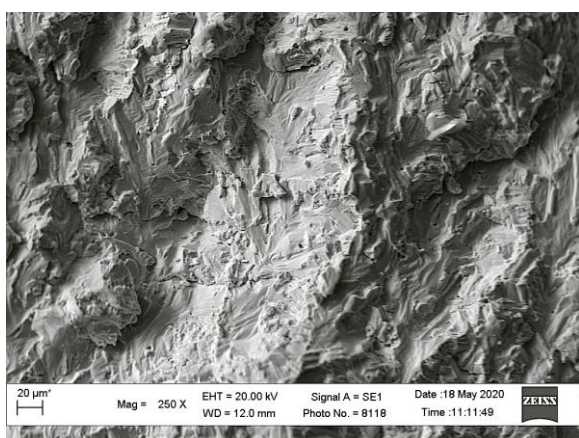


г

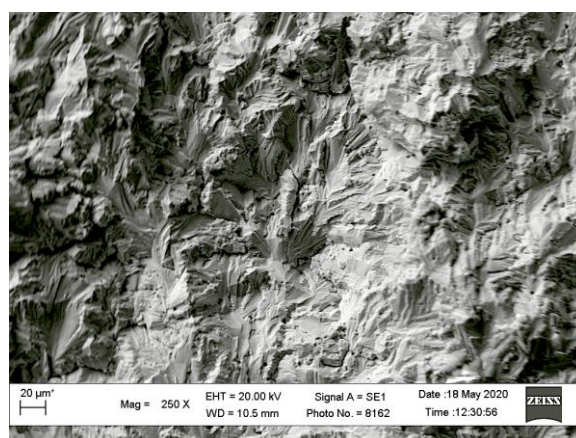
Рис. 5.13. Мікрофрактограми втомного руйнування нітинолу на глибині 1,2–1,3 мм від вершини механічного надрізу за асиметрії циклу  $R = 0,22$  (а, в) та  $R = 0,5$  (б, г)

Зокрема, на переходах між суміжними зернами з'являлися елементи в'язкого руйнування у вигляді дрібних ямок відриву або рельєф, який скоріше

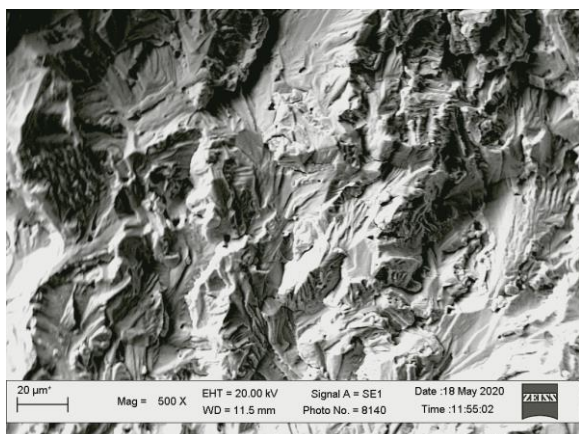
можна трактувати як в'язке руйнування за механізмом зсуву (Рис. 5.12 і Рис. 5.13).



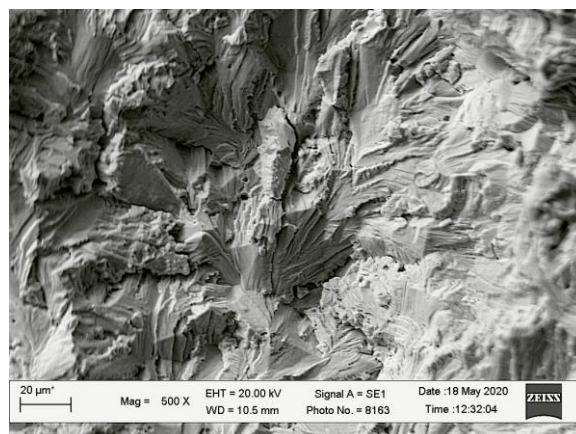
а



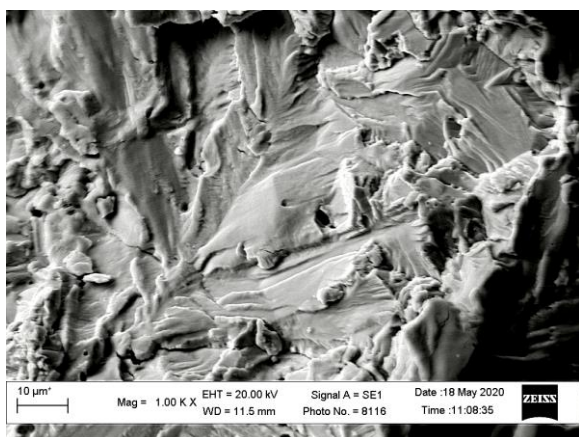
б



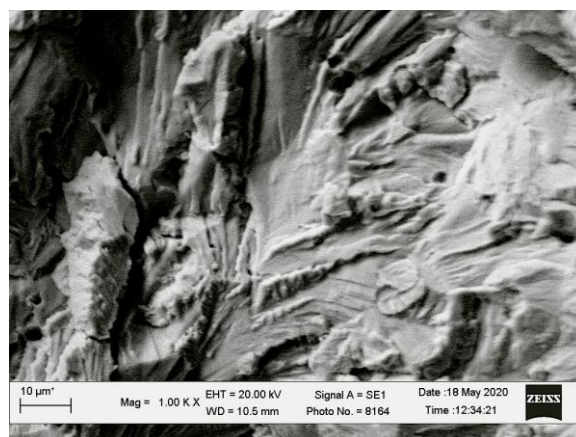
в



г



д

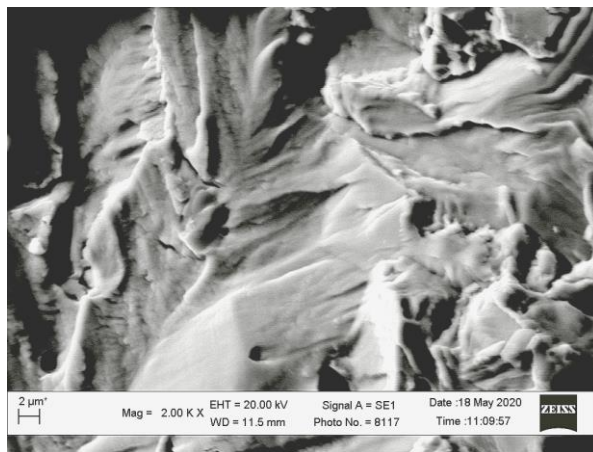


е

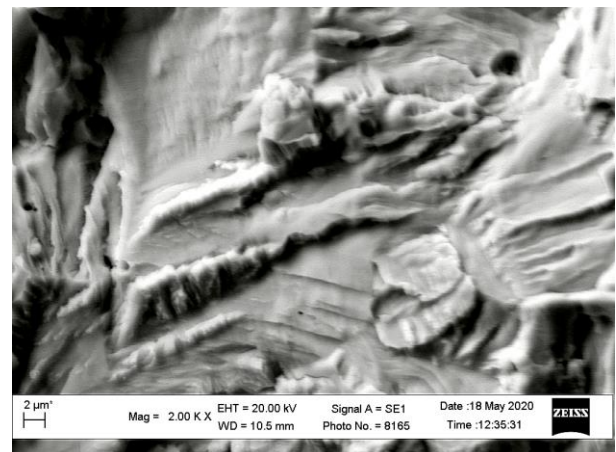
Рис. 5.14. Мікрофрактограми втомного руйнування нітинолу на глибині 2,5 мм від вершини механічного надрізу за асиметрії циклу  $R = 0,22$  (а, в, д) та  $R = 0,5$  (б, г, е)

Описані особливості рельєфу руйнування повторилися також на глибині підростання тріщини від вершини надрізу 2,5 мм (Рис. 5.14 і Рис. 5.15). Причому за високої роздільної здатності можна було вже значно чіткіше спостерігати дрібні ямки відриву вздовж меж розділу окремих кристалів мартенситу, що особливо проявилось на зламі зразка Т8, випробуваного за високої асиметрії в циклі навантаження (Рис. 5.15 б, г).

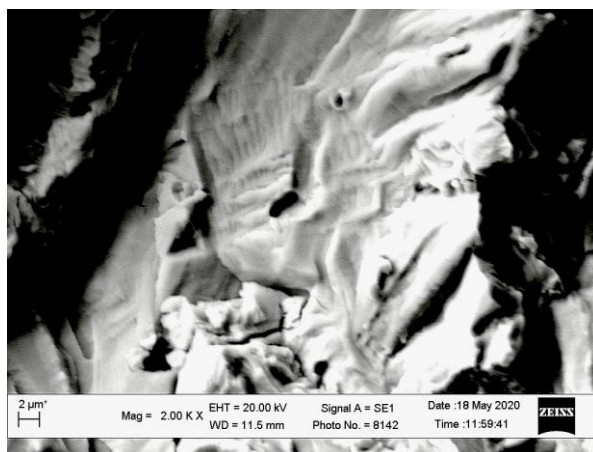
Ще чіткіше міжмежеві особливості руйнування деформаційного за походженням мартенситу виявилися на глибині 4 мм від вершини механічного надрізу (Рис. 5.16).



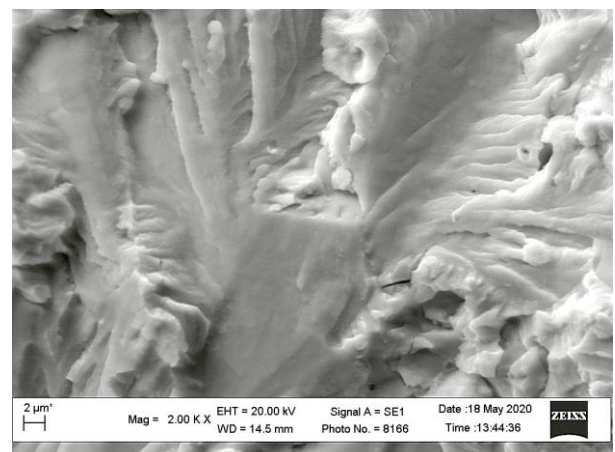
а



б



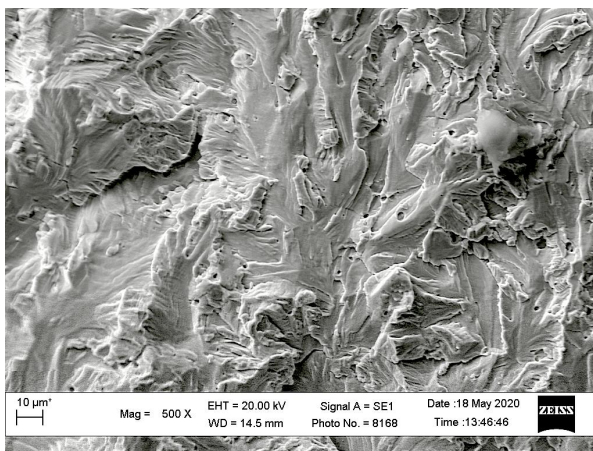
в



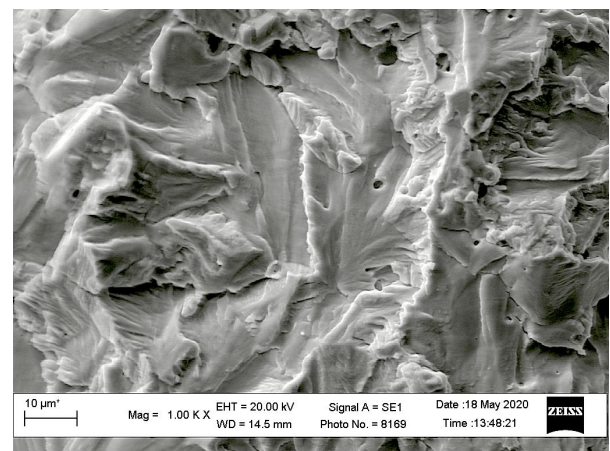
г

Рис. 5.15. Мікрофрактограми втомного руйнування нітинолу на глибині 2,5 мм від вершини механічного надрізу за асиметрії циклу  $R = 0,22$  (а, в) та  $R = 0,5$  (б, г)

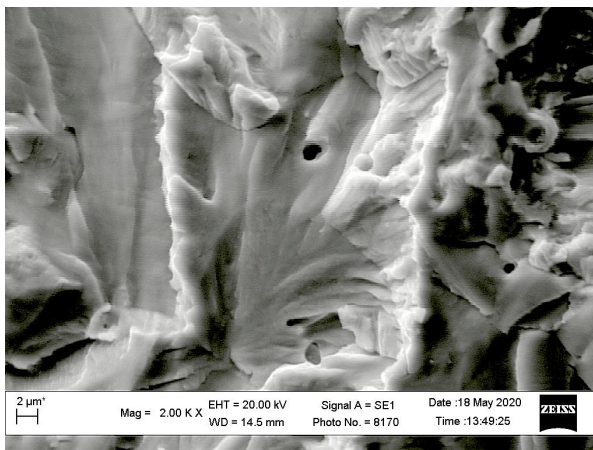
Проте, оскільки фронт тріщини у цьому випадку уже перейшов через центр перерізу зразка, то і уповільнення швидкості росту втомної тріщини через зростання довжини її фронту не просто нівелювалося, а почало відбуватися пришвидшення її росту внаслідок поступового зменшення довжини цього фронту. Як результат, через зростання розмаху деформації матеріалу у вершині тріщини на зламі з'являлася все більша кількість великих за розмірами зерен з довгими фасетками квазівідколу вздовж суміжних кристалів мартенситу (Рис. 5.16 б, в).



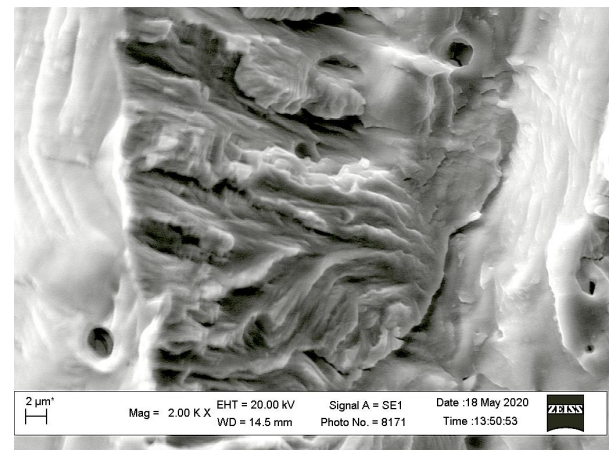
а



б



в

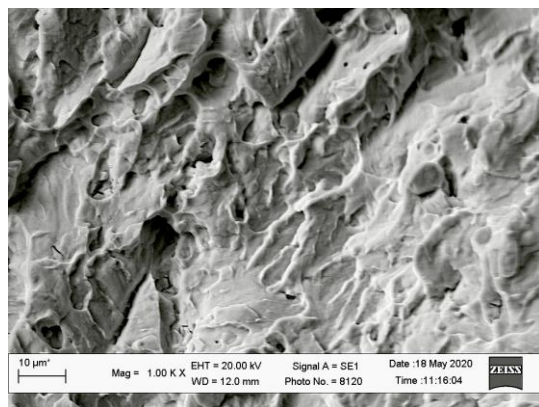


г

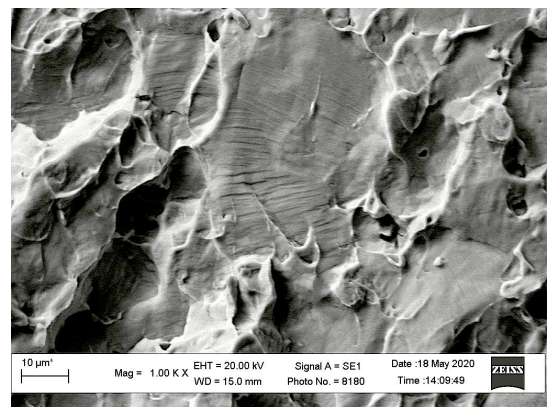
Рис. 5.16. Мікрофрактограми втомного руйнування нітинолу на глибині 4 мм від вершини механічного надрізу за асиметрії циклу  $R = 0,5$

Більше того, навіть у тих зернах аустеніту, які були несприятливо орієнтовані до напрямку дії напружень розтягу у вершині тріщини стало можливим протікання деформаційного мартенситного перетворення (Рис. 5.16 г). При цьому квазівідколи вздовж пакетів кристалів мартенситу були орієнтовані поперек напрямку поширення руйнування і значно дрібнішими. Це означає, що із зростанням розмаху деформації мартенситне перетворення стає можливим навіть у несприятливо орієнтованих зернах аустеніту.

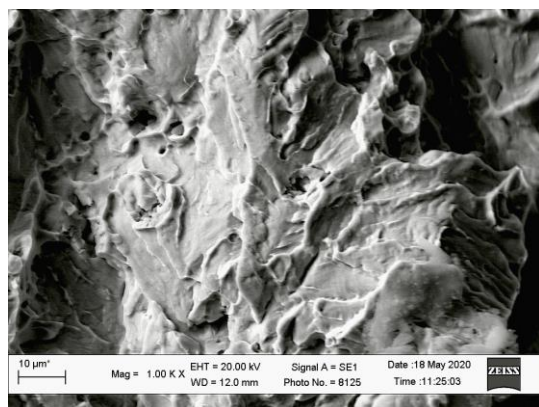
Навіть на глибині 6,5 мм від дна концентратора, яка практично передуює зоні спонтанного доламу зразків, все ще фіксували поодинокі зерна з рельєфом вказівдкільного руйнування вздовж кристалів деформаційного за походженням мартенситу (Рис. 5.17 і Рис. 5.18).



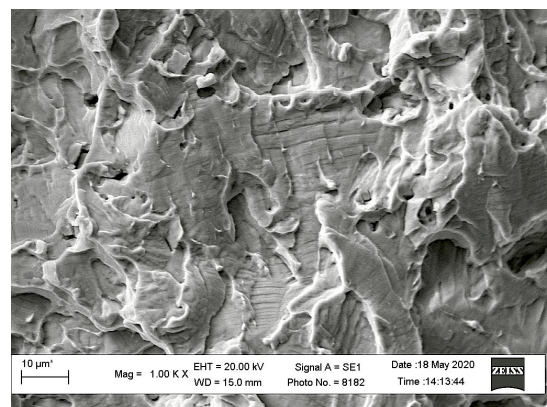
а



б



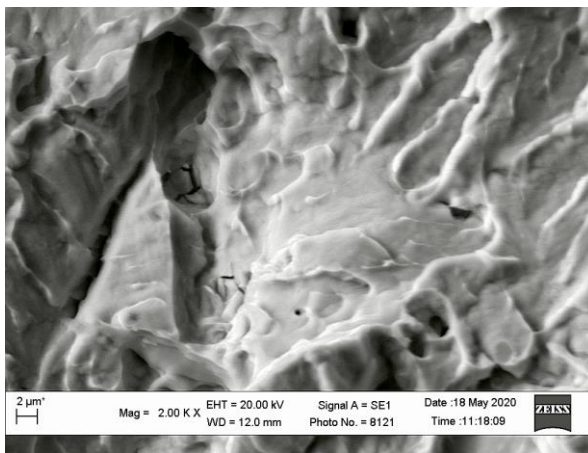
в



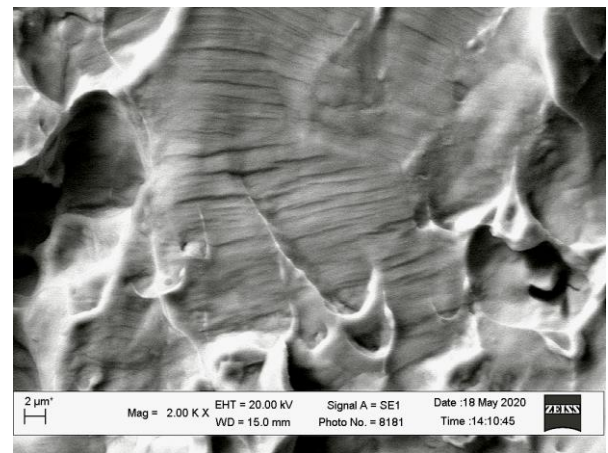
г

Рис. 5.17. Мікрофрактограми втомного руйнування нітинолу на глибині 6,5 мм від вершини механічного надрізу за асиметрії в циклі навантаження  $R = 0,22$  (а, в) та  $R = 0,5$  (б, г)

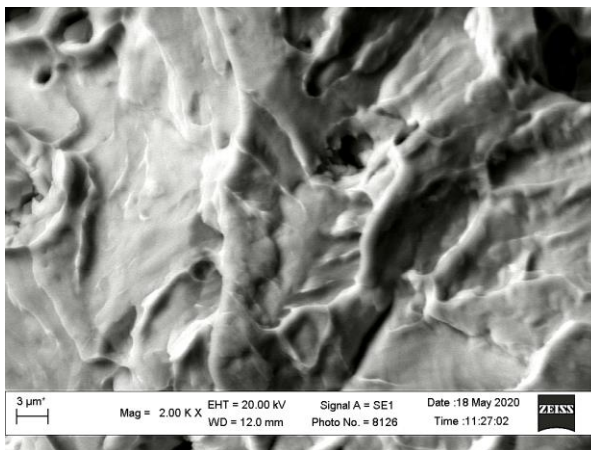
Разом з тим особливістю зламу зразка, випробовуваного за  $R = 0,5$  є рельєф із дрібних боріздок, які за орієнтацією (боріздки розташовувались поперек магістрального напрямку поширення руйнування) і за кроком (1–2 мкм) нагадували втомні боріздки (Рис. 5.18 б, г). Оскільки крок боріздок за циклічного навантаження звикло пов'язують із підростанням тріщини в кожному із циклів навантаження, то оціночно можна було б говорити про швидкість росту тріщини в нітинолі на цьому етапі її росту (1...2) мкм/цикл, або  $(1...2) \cdot 10^{-6}$  м/цикл.



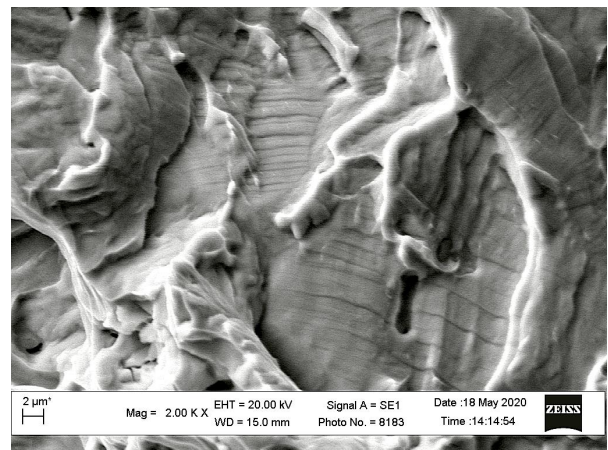
а



б



в



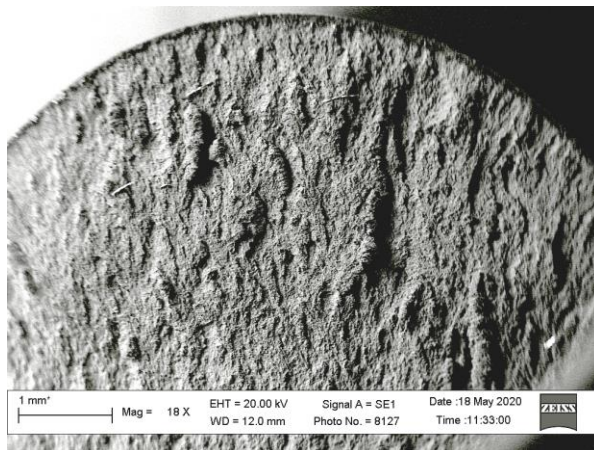
г

Рис. 5.18. Мікрофрактограми втомного руйнування нітинолу на глибині 6,5 мм від вершини механічного надрізу за асиметрії циклу  $R = 0,22$  (а, в) та  $R = 0,5$  (б, г)

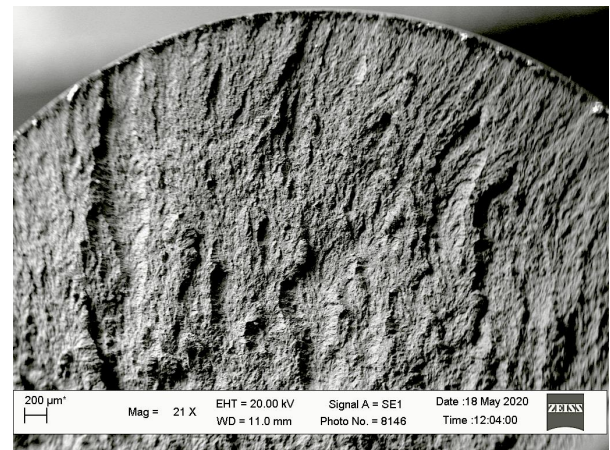


Разом з тим таких боріздок не спостерігали на інших етапах росту тріщини. Тому зробили припущення, що виявлені боріздки на зламі зразка Т8 за  $R = 0,5$  пов'язані з деформаційним мартенситним перетворенням у тих зернах, які несприятливо орієнтовані до напрямку дії навантажень. Це пояснює появу боріздок лише на заключному етапі росту втомної тріщини, коли максимальне напруження було настільки високе, що навіть у несприятливо орієнтованих зернах аустеніту створювалися передумови для деформаційного перетворення аустеніту в мартенсит.

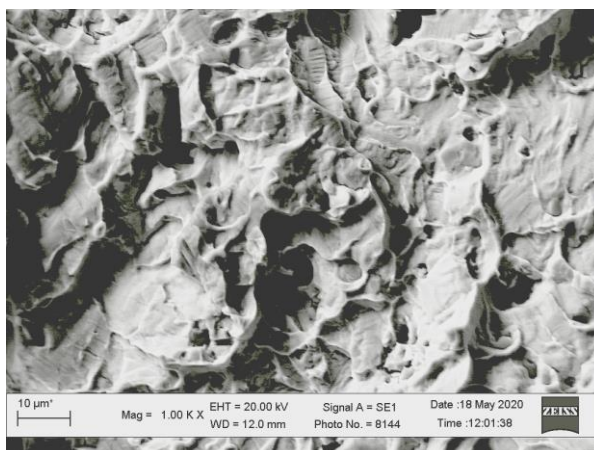
На Рис. 5.19 а, б представлені фрактограми втомного руйнування в зоні доламу за коефіцієнту асиметрії циклу  $R = 0,22$  (а) та  $R = 0,5$  (б)



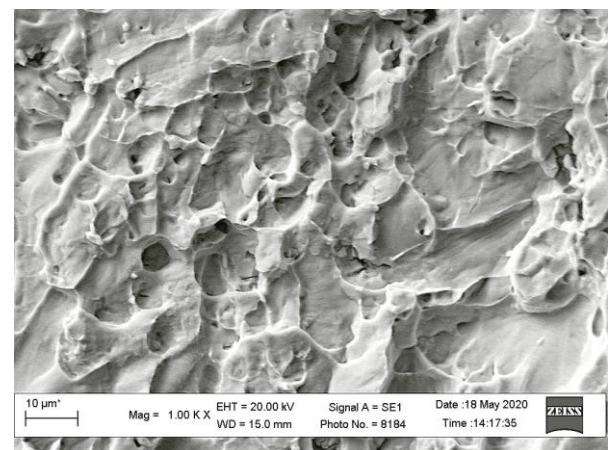
а



б



в



г

Рис. 5.19. Фрактограми втомного руйнування нітинолу в зоні доламу за асиметрії циклу  $R = 0,22$  (а, в) та  $R = 0,5$  (б, г)

За вищої роздільної здатності в зоні доламу всіх зразків спостерігали типові ознаки в'язкого руйнування шляхом формування ямкового рельєфу (Рис. 5.19 в, г).

Аналізуючи отримані результати фрактографічного обстеження поверхонь зламів зразків, випробуваних на циклічну тріщиностійкість, прийшли до висновку, що вони узгоджуються з результатами інших досліджень, спрямованих на з'ясування особливостей деформаційних структурних перетворень в нітинолі на субструктурному рівні, в яких показано, що основний внесок в стабілізацію деформаційного за походженням мартенситу дає саме дислокаційна субструктура і вакансії. Зокрема, результати дослідження субструктури сплавів з ефектом пам'яті форми з використанням електронної мікроскопії на просвіт показали, що дислокації в основному формуються і зосереджуються поблизу меж розділу між первинним аустенітом і деформаційно індукованим мартенситом, вздовж меж мартенситних кристалів різної кристалографічної орієнтації та навколо виділень і включень [65, 222–224]. За постійного зростання навантажень відбувається ріст мартенситних кристалів з переміщенням міжфазних меж в напрямі аустенітної фази. За активованого навантаження ріст кристалів мартенситу швидко припиняється, а за його зниження міжфазні межі пересуваються в зворотному напрямку (в бік мартенситної фази) і товщина кристалів мартенситу зменшується. Зміна напрямку прикладання навантаження змінює орієнтації мартенситних кристалів та спричиняє зникнення тих з них, що з'явилися раніше. Дислокаційні формування, що утворюються під час таких перетворень, перешкоджають переміщенню міжфазних меж під час зворотного перетворення мартенситу в аустеніт у півциклі розвантаження [174] і, зрозуміло, що під час наступного за ним прямого перетворення у наступному півциклі навантаження. Що вищий коефіцієнт інтенсивності напружень у вершині тріщини, то сильніше буде стримуватися зворотне перетворення індукованої мартенситної фази в аустенітну через закріплення меж деформаційної за походженням мартенситної фази дефектами [225]. Тому припустили, що виявлені довгі і вузькі ділянки (у

вигляді гребенів між суміжними квазівідколами) з ознаками в'язкого ямкового руйнування пов'язані саме з ділянками, де розпочиналося зворотне деформаційне перетворення мартенситу в аустеніт. Адже деформівна здатність аустеніту, безумовно, вища ніж мартенситу. Тому, руйнування аустеніту, сформованого у вузьких прошарках між мартенситними кристалами під час півциклу розвантаження, могло відбуватися за відносно в'язким механізмом із формуванням ямкового рельєфу.

## 6 ПРОГНОЗУВАННЯ ДОВГОВІЧНОСТІ І ЗАЛИШКОВОЇ ДОВГОВІЧНОСТІ СПФ

В цьому розділі представлено опис моделі втомного пошкодження, методика прогнозування втомної довговічності за малоциклового навантаження, її обґрунтування та результати оцінювання втомної довговічності NiTi сплаву за двоступінчастого навантаження з урахуванням асиметрії циклу навантаження із змінною амплітудою.

### 6.1 Прогнозування довговічності СПФ за змінної амплітуди навантаження

В основу методики прогнозування втомної довговічності СПФ з урахуванням асиметрії циклу навантаження, а також за змінної амплітуди навантаження в умовах малоциклової втоми покладено енергетичний критерій втомного руйнування – сумарну питому енергію деформації, яка добре корелює із багатоцикловою втомою СПФ для різних циклічних деформацій, коефіцієнту асиметрії циклу навантаження та двоступінчастого навантаження [206]

$$\Sigma W_t = \sum_{i=1}^{N_f} (W_t)_i = \sum_{i=1}^{N_f} (W_d + W_e)_i . \quad (6.1)$$

На Рис. 6.1 подано обчислені та визначені із експериментів довговічності NiTi сплаву від параметру  $\Sigma W_t$  для різних зразків за асиметрії циклу навантаження  $R = 0$  і  $0,5$ .

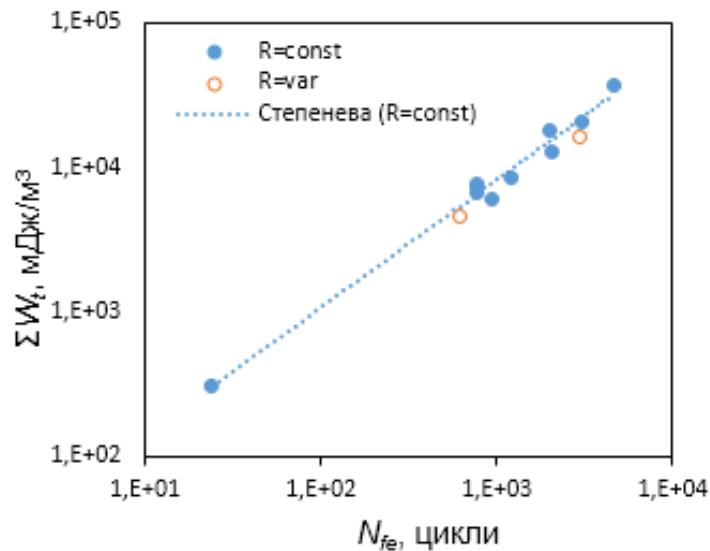


Рис. 6.1. Залежність сумарної питомої енергії  $\Sigma W_t$ , від експериментальної довговічності СПФ при температурі 0 °С за сталого і змінної амплітуди навантаження

Критерій сумарної питомої енергії деформації (6.1) добре описує вплив асиметрії циклу навантаження на втомну довговічність NiTi сплаву (Табл. 6.1).

Для апроксимації результатів методом найменших квадратів використано рівняння у формі

$$\Sigma W_t \cdot N_f^q = \alpha_{\Sigma W_t}, \quad (6.2)$$

де  $q$  та  $\alpha_{\Sigma W_t}$  – сталі, які визначаються із експерименту, значення яких подано в табл. 4.3.

Найбільша відносна похибка між експериментальними ( $N_{f,e}$ ) і обчисленими  $N_{f,p}(\Sigma W_t)$  значеннями втомної довговічності СПФ при коефіцієнті асиметрії  $R = 0$  і  $R = 0,5$  за критерієм  $\Sigma W_t$  не перевищує 25% (Табл. 6.1). Отже, в умовах малоциклової втоми критерій сумарної питомої енергії деформації найбільш достовірно, порівняно з силовим, деформаційним і

енергетичним критеріями описує вплив асиметрії циклу навантаження на втомну довговічність.

**Таблиця 6.1**  
**Експериментальні ( $N_{f,t}$ ) і обчислені ( $N_{f,p}$ ) значення втомної довговічності СПФ за критерієм  $\Sigma W_t$  і  $\Sigma W_e$**

№ зразка	$R_\sigma$	$N_{f,e}$ , цикл	$\Sigma W_{dis}$ , МДж/м <sup>3</sup>	$\Sigma W_e$ , МДж/м <sup>3</sup>	$\Sigma W_t$ , МДж/м <sup>3</sup>	$N_{f,p}(\Sigma W_t)$ , цикл	$N_{f,p}(\Sigma W_e)$ , цикл	Похибка, %
10	0	2010	1005	17105	18110	2438	2446	21,3
12	0	24	78	228	306	24	24	0
13	0	773	634	6648	7282	872	889	12,8
14	0	763	962	5768	6730	797	764	4,46
15	0	1201	793	7662	8455	1032	1035	-14,1
16	0	2053	1971	10778	12749	1640	1492	-20,1
17	0	944	708	5390	6098	713	711	-24,5
18	0,5	4587	624	36301	36925	5449	5475	18,8
19	0,5	770	162	7538	7700	928	1017	20,5
20	0,5	3031	518	20032	20550	2812	2897	-7,23

Враховуючи, що критерій сумарної питомої енергії деформації  $\Sigma W_t$  складається з пружної  $\Sigma W_e$  і дисипованої  $\Sigma W_d$  компонент, проаналізуємо співвідношення між вказаними параметрами пошкодження.

Із результатів, представлених в табл. 6.1 слідує, що сумарна енергія дисипації  $\Sigma W_d$  для усіх випробуваних зразків при  $R = 0$  і  $0,5$  змінюється в межах  $(0,017 - 0,155) \Sigma W_t$ . І лише для зразка №12, довговічність якого  $N_f = 24$  цикли  $\Sigma W_{dis} = 0,25 \Sigma W_t$ .

На Рис. 6.2 подано порівняльні залежності сумарної питомої енергії деформації  $\Sigma W_t$ , сумарної енергії пружної деформації  $\Sigma W_e$ , і сумарної енергії дисипації  $\Sigma W_d$  нітинолу від експериментальної довговічності при температурі  $0^\circ\text{C}$  та  $R = 0$  і  $0,5$ . Загалом із збільшенням кількості циклів до зруйнування зменшується відносний вклад енергії дисипації в сумарну питому енергію деформації.

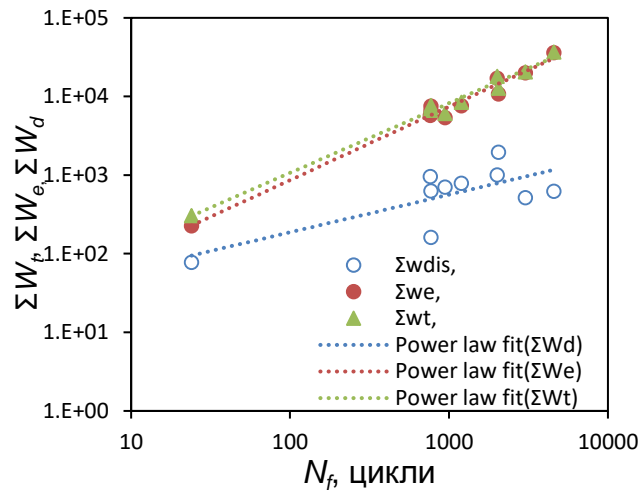


Рис. 6.2. Залежність сумарної питомої енергії деформації  $\Sigma W_t$ ,  $\Sigma W_e$ , і енергії дисипації  $\Sigma W_d$ , від експериментальної довговічності СПФ при температурі  $0^\circ\text{C}$  та  $R = 0$  і  $0,5$

Окрім того розкид експериментально визначеної сумарної енергії дисипації  $\Sigma W_d$  значно перевищує розкид сумарної енергії пружної деформації  $\Sigma W_e$ . Слід також зазначити, що залежності сумарної питомої енергії деформації  $\Sigma W_t$  і сумарної енергії пружної деформації  $\Sigma W_e$  майже співпадають. Із вказаного факту, можна зробити висновок, що втомне руйнування контролюється сумарною енергією пружної деформації  $\Sigma W_e$  і в меншій мірі енергією, що дисипована до моменту зруйнування  $\Sigma W_d$ .

За різної асиметрії циклу навантаження сумарна енергія пружної деформації  $\Sigma W_e$  (Рис. 6.2) може бути описана степеневою залежністю від  $N_f$

$$\Sigma W_e \cdot N_f^q = \alpha_{We}. \quad (6.3)$$

Значення сталих  $\alpha_{We}$  і  $q$  рівняння (6.3) визначали апроксимацією експериментальних даних методом найменших квадратів,  $q = 0,9341$ ;  $\alpha_{We} = -11,693$ .

Як визначалося в п. 4.2, вплив середнього напруження і розмаху деформації при  $\varepsilon_s^{AM} < \varepsilon_a < \varepsilon_f^{AM}$  на втомну довговічність опосередковано враховується через модуль пружності аустеніту. Зміна модуля пружності аустеніту буде відображатися і на значенні сумарної питомої енергії пружної деформації, яка контролює втомну поведінку СПФ. Тобто критерій  $\Sigma W_e$  в значній мірі враховує індивідуальні механічні властивості зразків.

В табл. 6.1 подано значення кількості циклів до зруйнування, які були обчислені за критерієм сумарної питомої енергії пружної деформації. Найбільша похибка відносна похибка між експериментальними ( $N_{f,e}$ ) і обчисленими ( $N_{f,p}$ ) значеннями втомної довговічності СПФ за критерієм  $\Sigma W_t$  не перевищує 27%, що майже співпадає із результатами прогнозування, отриманими за критерієм сумарної пружної енергії деформації.

Використавши правило лінійного підсумовування втомних пошкоджень, а також отриману залежність між  $\Sigma W_t$  і втомною довговічністю за сталої амплітуди навантаження (6.2) визначили сумарну питому енергію і відповідно кількість циклів до зруйнування NiTi сплаву за двоступінчастого навантаження із змінною амплітудою

$$\Sigma W_t = \sum_{i=1}^{N_f} (W_t)_i = \sum_{i=1}^{N_{fI}} (W_{tI})_i + \sum_{i=1}^{N_{fII}} (W_{tII})_i \quad (6.4)$$

де  $W_{tI}, W_{tII}$  – питома енергія деформації на I-й і II-й ступенях навантаження;  $N_{fI}, N_{fII}$  – кількість циклів на I-й і II-й ступенях блоку навантаження до зруйнування зразка.

Враховуючи, лінійний характер зростання розмаху напруження всередині кожної ступені при двоступінчастому навантаженні із змінною амплітудою (Рис. 2.6), сумарну питому енергію деформації кожної ступені визначали як середнє між значеннями енергії на початку і в кінці ступені.



Таке підсумовування пошкоджень враховує вплив послідовності навантаження на поведінку СПФ, яке проявляється у змінах дисипованої і пружної енергії на обох ступенях навантаження зі змінною амплітудою.

Залежність сумарної питомої енергії деформації  $\Sigma W_t$ , від експериментальної довговічності СПФ при температурі  $0^\circ\text{C}$  за сталої ( $R = 0$  і  $0.5$ ) і змінної амплітуди навантаження представлено на Рис. 6.1. На відміну від параметра пошкодження  $W_t$ , параметр сумарної питомої енергії деформації  $\Sigma W_t$  більш коректно описує вплив асиметрії циклу навантаження на малоциклову втомну довговічність нітинолу у псевдопружному стані. Це корелює з результатами для багатоциклової втоми нітинолу, отриманими в роботі [206]. Значення параметра  $\Sigma W_t$ , обчислені для навантаження із змінною амплітудою добре узгоджуються із залежністю, отриманою для навантаження із сталою амплітудою. При цьому коефіцієнт кореляції за сталої амплітуди навантаження дорівнює 0,980.

Параметр пошкодження  $\Sigma W_t$  за змінної амплітуди навантаження визначали на основі лінійного підсумовування пошкодження на ділянці за формулою

$$\begin{aligned} \Sigma W_t = & [W_{dis(I)} + \frac{(\sigma_{\max s}^I + \sigma_{\max f}^I)^2}{8E_A^I}] \cdot N_I + \\ & + [W_{dis(II)} + \frac{(\sigma_{\max s}^{II} + \sigma_{\max f}^{II})^2}{8E_A^{II}}] \cdot N_{II}, \end{aligned} \quad (6.5)$$

де  $N_I$  і  $N_{II}$  – відповідно кількість циклів навантаження на ступені I і II перед зруйнуванням. Тобто  $N_f = N_I + N_{II}$ . Модуль пружності аустеніту  $E_A$  і питому енергію дисипації  $W_d$  визначали окремо для кожної ступені на ділянці стабілізації при  $N \approx 0,5 N_f$ .

Враховуючи лінійний характер збільшення максимального напруження в межах I-ї і II-ї ступенів навантаження (Рис. 6.2), при обчисленні питомої енергії пружної деформації у формулі (6.5) використовували усереднене значення максимального напруження для кожної ступені.

Загалом за різної асиметрії циклу навантаження представлені результати можуть бути описані степеневою залежністю

$$\sum W_t \cdot N_f^m = \alpha_{\sum W_t} \cdot \quad (6.6)$$

Значення сталих  $\alpha_{W_t} = 18,1$  МДж/м<sup>3</sup> і  $m = -0,886$  рівняння (6.6) визначали апроксимацією експериментальних даних методом найменших квадратів [218].

В табл. 6.2 подано обчислені  $N_{f,p}$  і визначені із експериментів  $N_{f,e}$  довговічності від параметру  $\sum W_t$  за змінної амплітуди навантаження.

За різної асиметрії циклу навантаження сумарна енергія пружної деформації  $\sum W_e$  (Рис. 6.3) може бути описана степеневою залежністю від  $N_f$

$$\sum W_e \cdot N_f^{q_\Sigma} = \alpha_{\sum W_e} \quad (6.7)$$

Значення сталих  $\alpha_{\sum W_e}$  і  $q_\Sigma$  рівняння (6.7) визначали апроксимацією експериментальних даних методом найменших квадратів,  $q_\Sigma = -0,9341$ ;  $\alpha_{\sum W_e} = 11,693$ .

**Таблиця 6.2**

**Експериментальні і обчислені значення втомної довговічності СПФ за критеріями  $\sum W_t$  і  $\sum W_e$**

№ зразка	Ступень	*E <sub>A</sub> , МПа	W <sub>e</sub>	*W <sub>d</sub>	W <sub>t</sub>	ΣW <sub>e</sub>	ΣW <sub>t</sub>	N <sub>e</sub> ,	N <sub>f,p</sub> (ΣW <sub>t</sub> )	N <sub>f,p</sub> (ΣW <sub>e</sub> )	Похи
											б-ка N <sub>f,p</sub> (ΣW <sub>e</sub> )
			МДж/м <sup>3</sup>				цикл			%	
LHV-0.1	I	17700	8,70	1,28	9,98	2610	2994	300	515	521	-14,5
	II	22000	4,60	0,813	5,41	1422	1673	309			
LHV-0.3	I	23000	8,12	0,241	8,36	11760	12120	1450	2768	2805	4,8
	II	24400	5,12	0,184	5,30	7669	7945	1497			
Stat		25350	12,6	–	–	12,65	–	1	–	1,1	

\*Значення E<sub>A</sub> і W<sub>d</sub> визначено при кількості циклів навантаження  $N = 0,5 N_f$ .

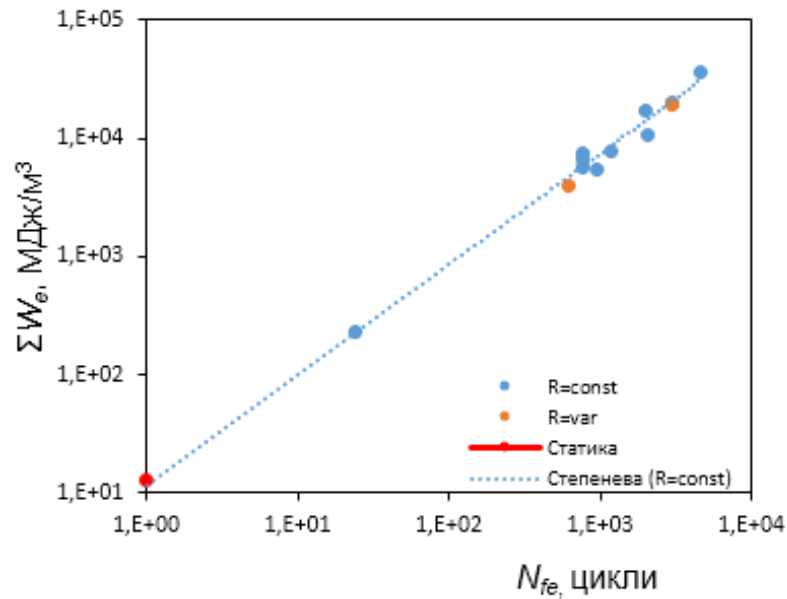


Рис. 6.3. Залежність сумарної питомої енергії пружної деформації  $\Sigma W_e$ , від експериментальної довговічності СПФ при температурі 0 °С за сталюї і змінної амплітуди навантаження

На Рис. 6.4 і Рис. 6.5 подано порівняння довговічності зразків із нітинолу, визначеної із експерименту ( $N_{f,e}$ ) і обчисленої ( $N_{f,p}$ ) за критерієм  $\Sigma W_t$  (Рис. 6.4) та критерієм сумарної питомої енергії пружної деформації (Рис. 6.5). Як слідує із аналізу вказаних даних та представлених в табл. 6.2 відносна похибка між довговічністю NiTi сплаву за двоступінчастого навантаження із змінною амплітудою, обчисленою за критерієм  $\Sigma W_t$  та критерієм  $\Sigma W_e$ , не перевищує 1,3%.

Відносна похибка між спрогнозованою за критерієм  $\Sigma W_t$  і експериментально визначеною за змінної амплітуди навантаженн довговічністю не перевищує 14,5%.

Це вказує на домінуючу роль критерія сумарної питомої енергії пружної деформації  $\Sigma W_e$  у втомному руйнуванні псевдопружного нітинолу за малоциклового навантаження. Таким чином критерій втомного пошкодження  $\Sigma W_t$  може бути використаний для прогнозування втомної довговічності за сталюї і змінної амплітуди навантаження.

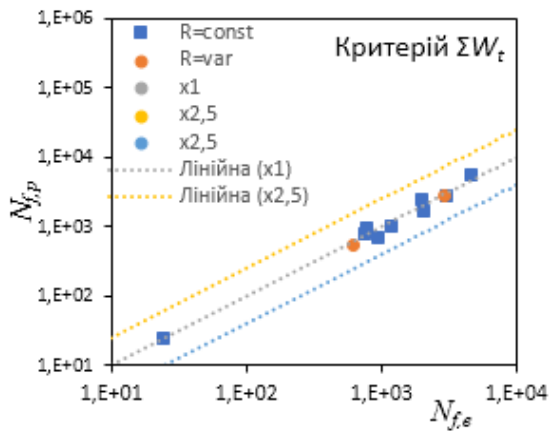


Рис. 6.4. Порівняння довговічності, визначеної із експерименту ( $N_{f,e}$ ) і обчисленої ( $N_{f,p}$ ) за критерієм  $\Sigma W_t$

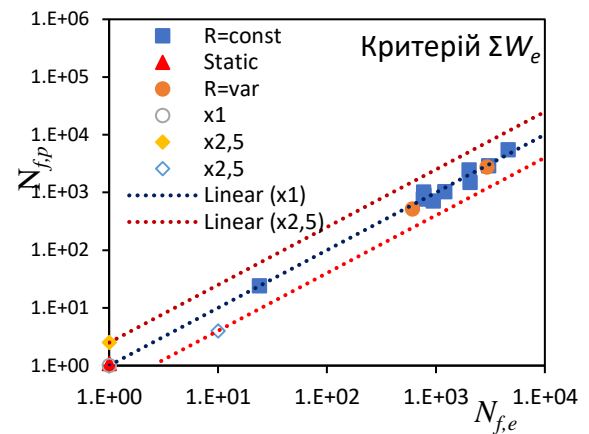


Рис. 6.5. Порівняння довговічності, визначеної із експерименту ( $N_{f,e}$ ) і обчисленої ( $N_{f,p}$ ) за критерієм  $\Sigma W_e$

Як слідує із аналізу представлених даних (Рис. 6.4, Рис. 6.5) всі розрахункові довговічності лежать всередині 2,5 прогнозованого діапазону, що свідчить про прийнятний прогноз, оснований на використанні як сумарного критерію питомої енергії деформації так і сумарного критерію питомої енергії пружної деформації.

Фізичний зміст параметра  $\alpha_{\Sigma W_e}$  в рівнянні (6.8), полягає в тому, що він визначає питому енергію пружної деформації необхідну для зруйнування зразка за деформування розтягом, тобто при  $N_f = 1$ .

На Рис. 6.6 подана діаграма деформування розтягом досліджуваного нітинолу при температурі 0 °С.

Модуль пружності аустеніту за статичного навантаження  $E_A = 25350$  МПа. Питома енергія пружної деформації, накопичена до моменту зруйнування зразка за статичного навантаження

$$\Sigma W_e = W_e = \frac{\sigma_c^2}{2E_A} \quad (6.8)$$

де  $\sigma_c = 800$  МПа – критичне напруження, або напруження руйнування матеріалу. За деформування квазістатичним розтягом значення

$W_e = 12,65 \text{ мДж/м}^3$ , що дорівнює коефіцієнту рівняння (6.7)  $\alpha_{\Sigma W_e} = 12,65 \text{ мДж/м}^3$  і підтверджує його фізичний зміст.

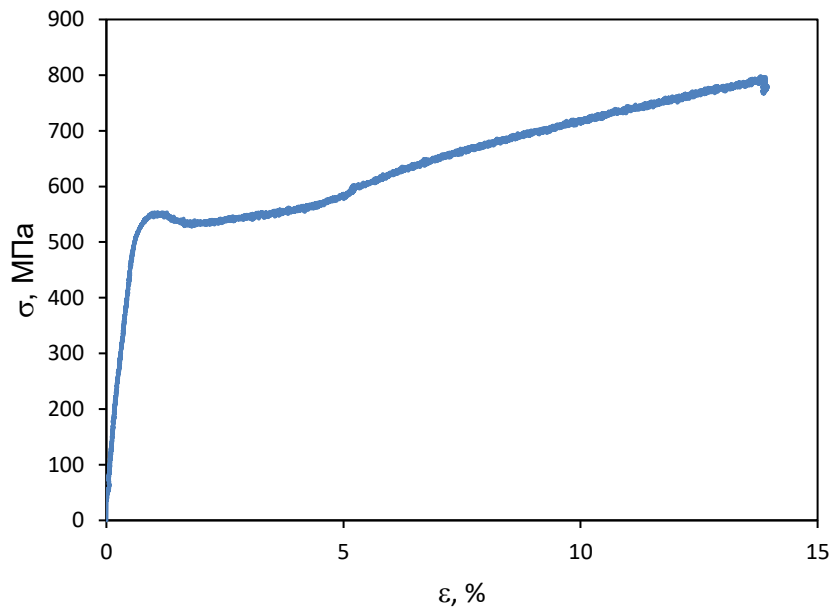


Рис. 6.6. Діаграма деформування нітинолу розтягом при 0 °С

Таким чином можна припустити, що для псевдопружного нітинолу за температури, що перевищує температуру закінчення аустенітного перетворення, в першому наближенні коефіцієнт  $\alpha_{\Sigma W_e}$  рівняння (6.7) можна визначити із діаграми деформування розтягом.

Представлена схематична модель (Рис. 6.7) пояснює чому на відміну від традиційних конструкційних сплавів (сталь, алюмінієві сплави) швидкість РВТ за різної асиметрії циклу навантаження визначається максимальним коефіцієнтом інтенсивності напружень.

Відомо, що перебіг циклічного пружно-пластичного деформування матеріалу попереду вістря тріщини, накопичення втомних пошкоджень і руйнування в мікромасштабі подібний до поведінки гладких зразків в умовах втоми (Рис. 6.7). Відповідно, критерій малоциклового втомного руйнування (6.8) – сумарна питома енергія пружної деформації – може бути застосований і для опису втомного руйнування умовних мікрозразків у вершині тріщини.

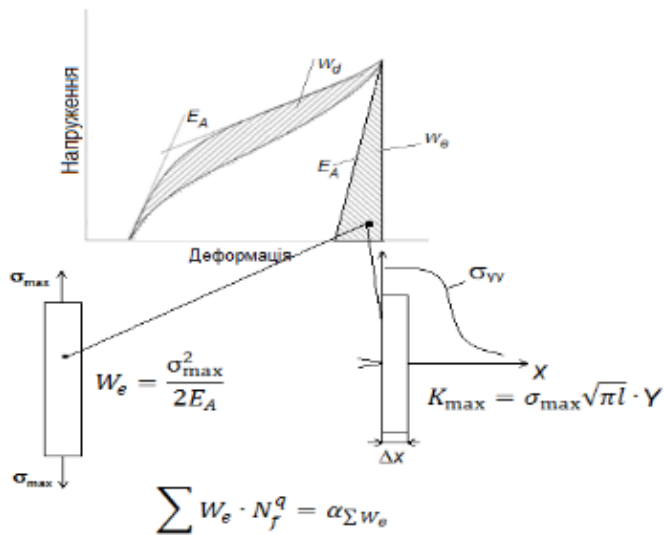


Рис. 6.7. Втома і циклічна тріщиностійкість СПФ. Критерії руйнування

навантаження, визначає швидкість РВТ, тобто слугує механічною рушійною силою росту тріщини.

## 6.2 Прогнозування залишкової довговічності СПФ з урахуванням розкиду характеристик механічних властивостей (циклічної тріщиностійкості) за сталої амплітуди навантаження

*Статистичний аналіз характеристик циклічної тріщиностійкості.* Для статистичного опису параметра  $C$  рівняння Періса (5.1) скористалися експериментальними даними залежності швидкості РВТ  $db/dN - K_{max}$  (Рис. 5.6 б). Апроксимацією експериментальних даних методом найменших квадратів одержали рівняння кривої для середньоамплітудної ділянки ДВР і визначили параметри  $C = 7 \cdot 10^{-7}$  мм/цикл,  $n = 2,234$  (табл. 5.1).

Випадково вибирали 5 точок ДВР і проводили пряму із зафіксованим значенням  $n$ , у результаті чого отримали вибірку значень  $C$ . Для зручності відображення елементи вибірки прологарифмували за десятковою основою. Після цього визначали статистичний розподіл, що відповідав параметру  $\lg C$ .

Незалежно від асиметрії циклу навантаження, питома енергія пружної деформації, в першому наближенні, пропорційна квадрату локального напруження в мікроразку за максимального прикладеного напруження (4.18), за яким визначається максимальний коефіцієнт інтенсивності напруження. Цим пояснюється чому параметр  $K_{max}$ , незалежно від асиметрії циклу

Статистичний розподіл параметра  $\lg C$  рівняння Періса для NiTi сплаву при температурі  $20\text{ }^{\circ}\text{C}$  середньому значенні  $n = 2,234$  при  $R = 0,22$  представлено на Рис. 6.8.

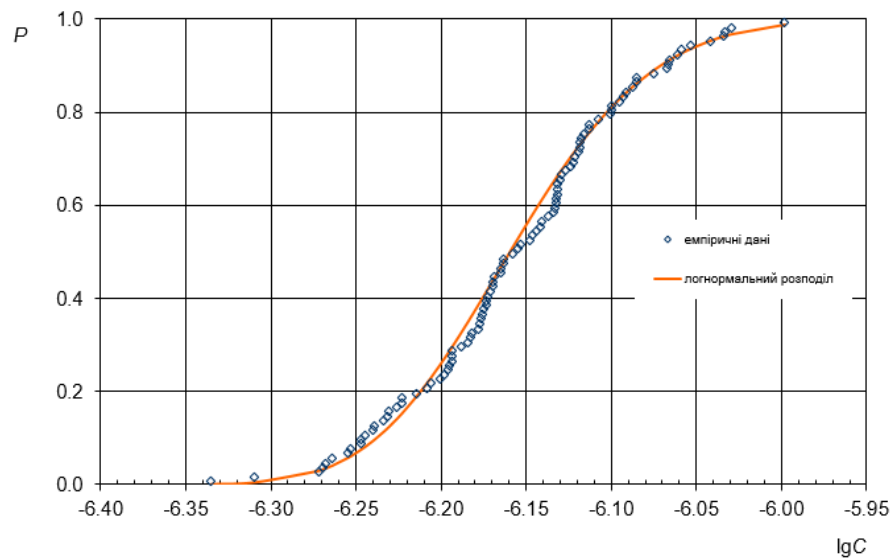


Рис. 6.8. Статистичний розподіли параметра  $\lg C$  рівняння Періса для NiTi сплаву при середньому значенні  $n = 2,234$  при  $R = 0,22$

Для перевірки припущення щодо функцій розподілу застосовували критерій Андерсона–Дарлінга. Згідно цього критерію логарифмічно-нормальний розподіл є прийнятним (табл. 6.3).

**Таблиця 6.3**

**Логарифмічно-нормальний розподіл**

Логарифмічно-нормальний	$x_0$ = параметр місцезнаходження; $m$ = параметр масштабу; $\sigma$ = параметр форми $x_0 \leq x < \infty, m > 0, \sigma > 0$	$f(x) = \frac{1}{(x - x_0)\sigma\sqrt{2\pi}} \exp\left[-\frac{1}{2\sigma^2} \left(\ln \frac{x - x_0}{m}\right)^2\right] \quad (6.9)$	
-------------------------	-----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------	--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------	--

Значення параметрів розподілу:  $x_0 = -6,8532$ ,  $m = 0,67568$ ,  $\sigma = 0,096399$ .

*Прогнозування довговічності NiTi зразка з тріщиною.* Моделювали втомне руйнування циліндричного зразка діаметром 8 мм за одновісного розтягу із коефіцієнтом асиметрії циклу навантаження  $R = 0,22$  із півеліптичною поверхневою тріщиною. Початкову глибину дефекту  $b_0$  вибирали дискретно: 1,0 мм, 1,45 мм, 2 мм та 3 мм. Відношення початкової глибини дефекту (довжини меншої півосі) до довжини більшої півосі еліпса  $b_0/a_0$  вибирали 1/3, 1/2, 2/3 та 3/4. Мінімальне та максимальне напруження циклу навантаження становило 24,5 МПа та 110,4 МПа відповідно.

Для імовірнісного прогнозування росту втомної тріщини застосовували рівняння Періса (5.1). Швидкість росту поверхневої втомної тріщини у довжину та глибину визначається системою рівнянь

$$\begin{cases} \frac{da}{dN} = C(\Delta K^{(a)})^n, \\ \frac{db}{dN} = C(\Delta K^{(b)})^n, \end{cases} \quad (6.10)$$

де  $b$  – глибина тріщини;  $a$  – більша піввісь еліпса.

У кожному циклі навантаження обчислювали КІН за формулою (2.1).

Коефіцієнт  $C$  рівняння Періса розглядали як випадкову змінну. Отримані за допомогою методу Левенберга-Марквардта значення параметрів розподілів  $\lg C$  закладали в програму обчислення росту втомної тріщини. Проводили 100 випадкових проб росту втомної тріщини. В  $i$ -тій симуляції моделювання за рівнянням Періса генерували випадкове число  $p^i$  ( $0 \leq p^i < 1, i = 1, 2, \dots, 100$ ), за яким обчислювали значення  $C^i$  за формулою  $C^i = 10^{F^{-1}(p^i)}$ , де  $F^{-1}(p^i)$  – обернена функція до  $F(\lg C)$ . Отримане значення  $C^i$  закладали в рівняння (6.11).

Інтегруючи систему рівнянь (6.11) і підставляючи випадково згенеровані значення  $C$  змоделювали РВТ для зразка. Для кожного зразка було проведено 100 проб моделювання росту втомної тріщини.



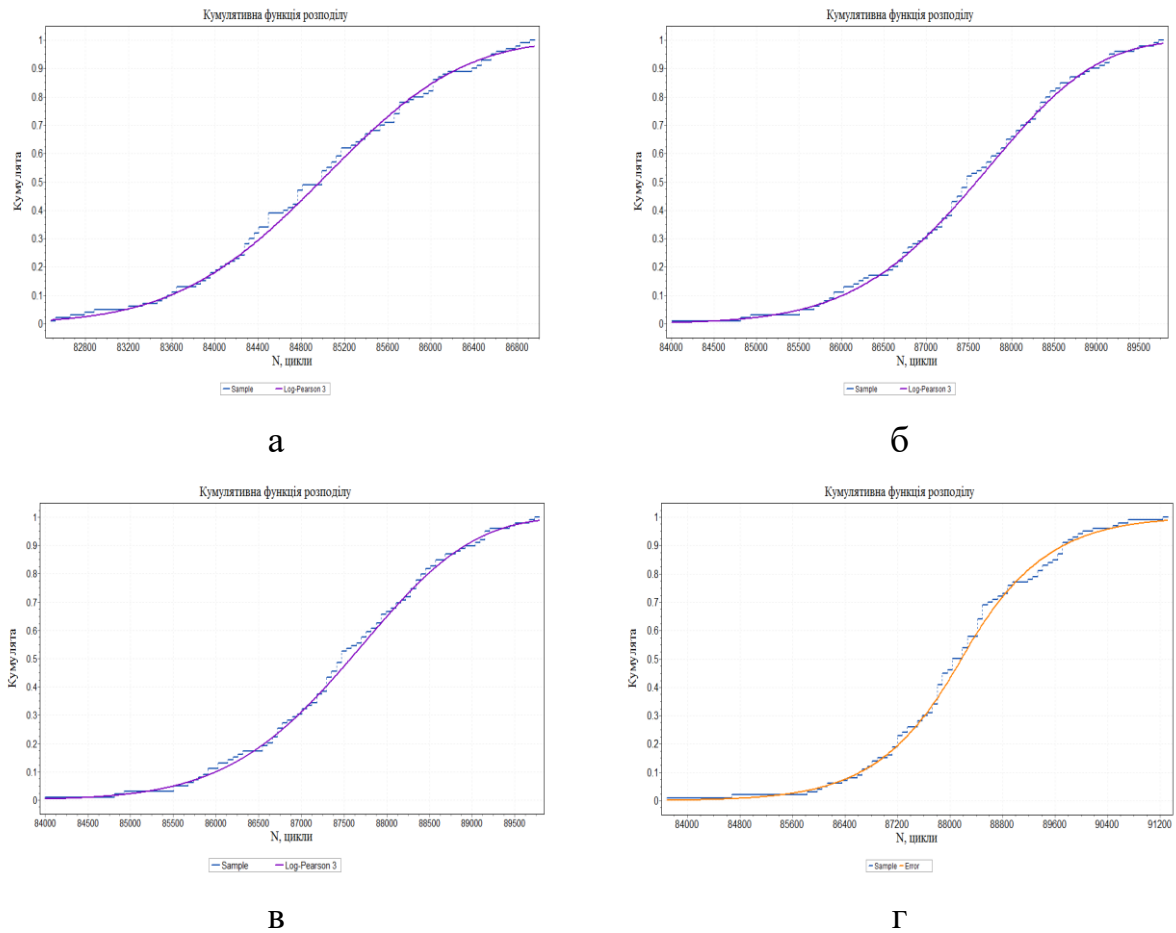


Рис. 6.9. Розподіли довговічності зразка для фіксованої глибини  $b_0 = 1$  мм і  $b_f = 4$  мм і відношення  $b_0/a_0 = 1/3$  (а),  $1/2$  (б),  $2/3$  (в),  $3/4$  (г)

Для аналітичного опису експериментальних даних застосовували функції розподілу для залишкової довговічності  $N_r$ . Для  $b_0 = 1$  мм графіки функцій розподілу представлено на

Рис. 6.9, а відповідні параметри наведено у табл. 6.4 та 6.5.

**Таблиця 6.4**

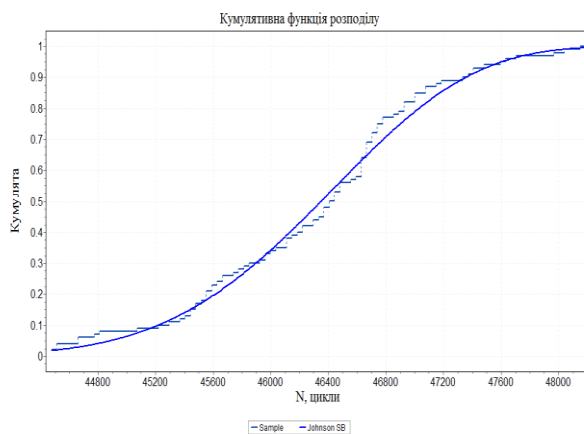
**Параметри функції Log-Pearson 3**

$b_0/a_0$	$\alpha$	$\beta$	$\gamma$	Функція
1/3	91.916	-0.00128	11,467	Log-Pearson 3
1/2	21.847	-0.00279	11,44	
2/3	23.374	-0.00271	11,4443	

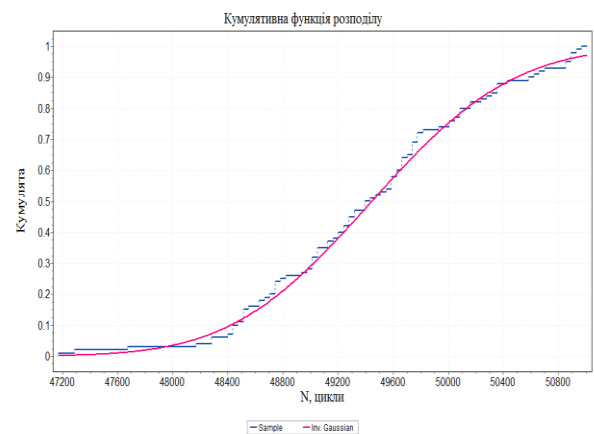
**Таблиця 6.5**  
**Параметри функції Error 4**

$b_0/a_0$	$k$	$\sigma$	$\mu$	Функція
3/4	1.3715	1268.7	88173	Error 4

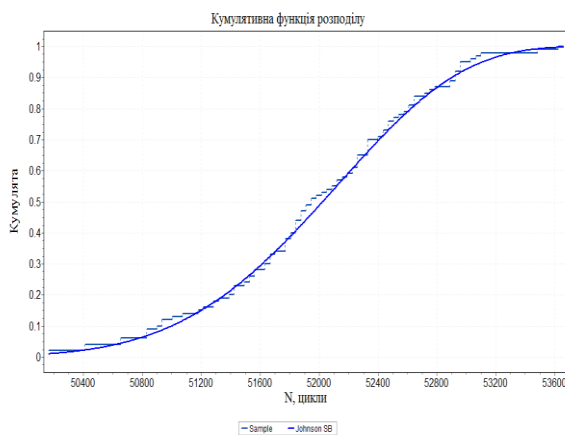
Для  $b_0 = 1,45$  мм графіки функцій розподілу представлено на Рис. 6.10, а відповідні параметри наведено у таблиці 6.6 і 6.7.



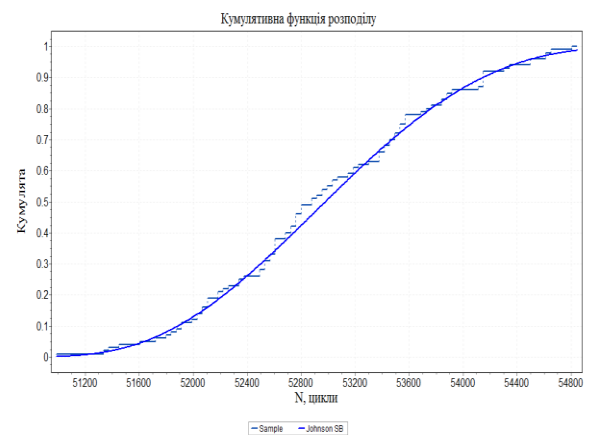
а



б



в



г

Рис. 6.10. Розподіли довговічності зразка для фіксованої глибини  $b_0 = 1,45$  мм і  $b_f = 4$  мм і відношення  $b_0/a_0 = 1/3$  (а),  $1/2$  (б),  $2/3$  (в),  $3/4$  (г)

Для  $b_0 = 2$  мм графіки функцій розподілу представлено на Рис. 6.11, а відповідні параметри наведено у таблиці 6.8.

**Таблиця 6.6**  
**Параметри функції Johnson SB**

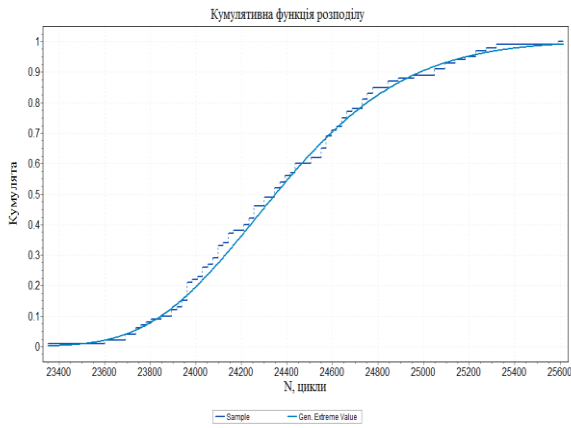
$b_0/a_0$	$\gamma$	$\delta$	$\lambda$	$\xi$	Функція
1/3	-1,3892	2,6457	9599,3	40317	Johnson SB
2/3	-1,1658	2,1078	6905,1	47639	
3/4	0,22735	1,4592	5501,9	50440	

**Таблиця 6.7**  
**Параметри функції Inverse Gaussian**

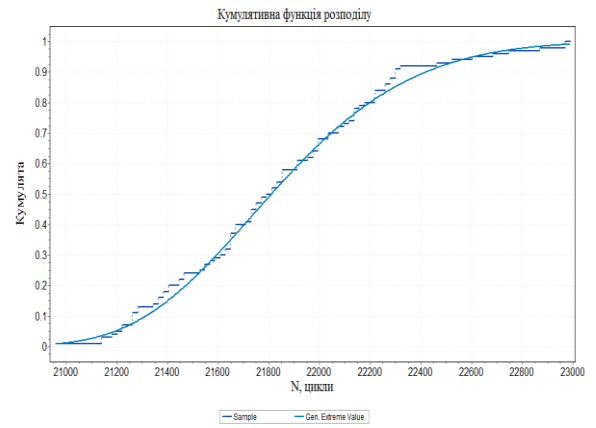
$b_0/a_0$	$\lambda$	$\mu$	Функція
1/2	1,8453E+8	49444	Inverse Gaussian

**Таблиця 6.8**  
**Параметри функції Generalized Extreme Value**

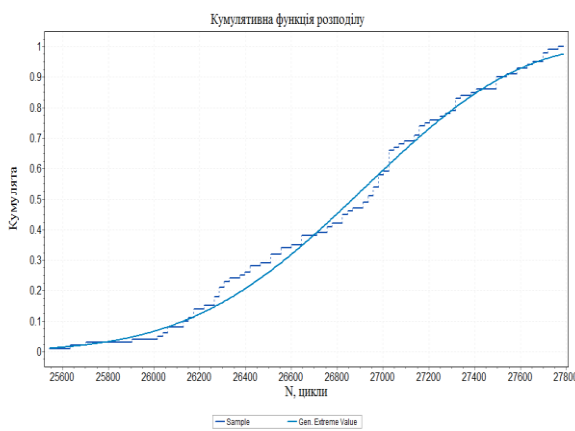
$b_0/a_0$	$k$	$\sigma$	$\mu$	Функція
1/3	-0,14343	404.95	24205	Generalized Extreme Value
1/2	-0,16182	397.4	21667	
2/3	-0,37914	558.52	26675	
3/4	-0,36535	461.37	27858	



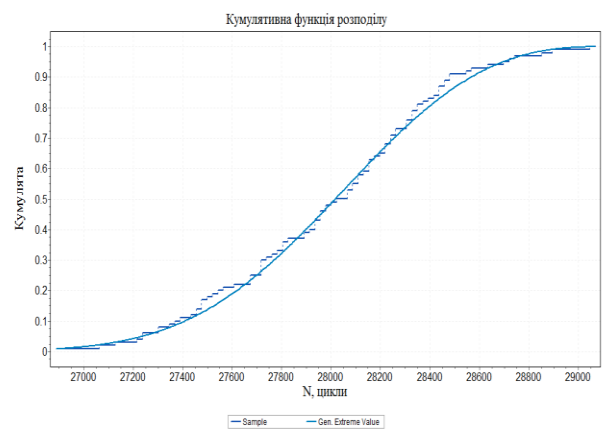
а



б



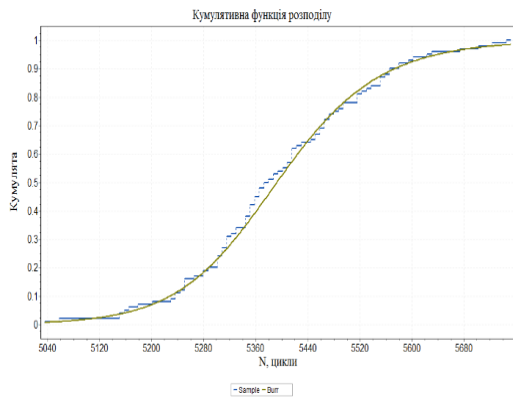
в



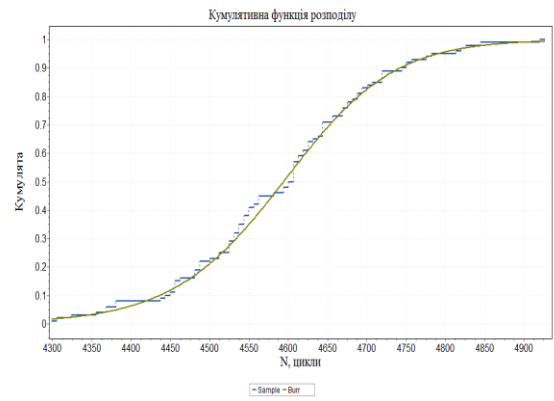
г

Рис. 6.11. Розподіли довговічності зразка для  
фіксованої глибини  $b_0 = 2$  мм і  
 $b_f = 4$  мм і відношення  $b_0/a_0 = 1/3$  (а),  
 $1/2$  (б),  $2/3$  (в),  $3/4$  (г)

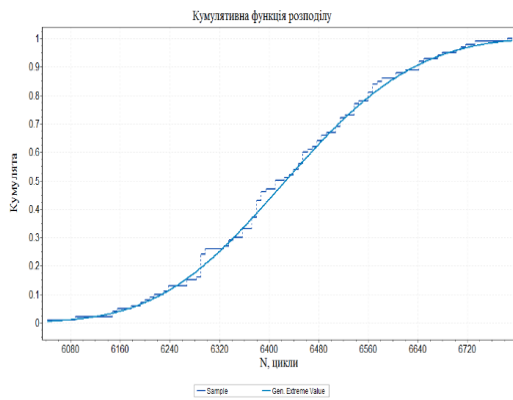
Для  $b_0 = 3$  мм графіки функцій розподілу представлено на Рис. 6.12, а відповідні параметри наведено у табл. 6.8 і 6.9.



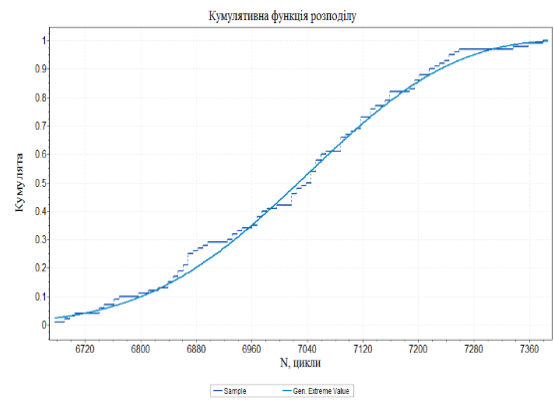
а



б



в



г

Рис. 6.12. Розподіли довговічності зразка для фіксованої глибини  $b_0 = 3$  мм і  $b_f = 4$  мм і відношення  $b_0/a_0 = 1/3$  (а),  $1/2$  (б),  $2/3$  (в),  $3/4$  (г)

Таблиця 6.9

Параметри функції Burr

$b_0/a_0$	$k$	$\alpha$	$\beta$	Функція
1/3	1,3193	60,657	4621,9	Burr
1/2	0,85345	72,874	5375,7	

Таблиця 6.10

Параметри функції Generalized Extreme Value

$b_0/a_0$	$k$	$\sigma$	$\mu$	Функція
2/3	-0,27386	155,55	6372,4	Generalized Extreme Value
3/4	-0,365	171,46	6968,0	

## 7 РОЗРОБКА І ДОСЛІДЖЕННЯ ДЕМПФУВАЛЬНОГО ПРИСТРОЮ ІЗ ЗАСТОСУВАННЯМ СПФ

Завдяки надпружним властивостям, які проявляються за температури, що перевищує температуру завершення аустенітного перетворення, сплави з пам'яттю форми використовують для демпфувальних пристроїв в будівництві для зменшення динамічного навантаження елементів будівельних конструкцій [226, 227], мостів [31, 32] під дією експлуатаційного навантаження та під час землетрусів [217, 228–231].

Демпфувальні пристрої для будівельних конструкцій, які базуються на використанні СПФ вивчалися багатьма дослідниками, зокрема [31, 32, 226, 231–235].

Відомі демпфувальні пасивні пристрої на основі сплавів з пам'яттю форми, наприклад пучків дротин, як основних функціональних елементів в системах пасивного захисту від динамічних навантажень будівельних конструкцій, що використовують як демпфування, так і можливості самоцентрування. Враховуючи втрату функціональних властивостей СПФ під час циклічного навантаження, зокрема збільшення залишкової деформації при контролі амплітуди переміщення чи амплітуди напруження та зменшення надпружного гістерезису напруження – деформація [180], [183] використовують різні методи для стабілізації їх властивостей [217]. Зокрема, це так званий «стабілізаційний тренінг («stabilization training»), за рахунок попереднього деформації розтягом, або попереднього циклічного навантаження.

Демпфувальні пристрої з дротинами СПФ, що підтримуються в розтягнутому стані [32], [234], [31] мають високий еквівалентний коефіцієнт гістерезисного демпфування, який навіть досягає значення 0,11, а також здатність до центрування [217].

При цьому реалізуються різні схеми навантаження дротин із СПФ. У всіх випадках це попередній натяг, який гарантує, що старт і ефективна робота пристрою відбувається на плато мартенситної трансформації, навіть при малих значеннях переміщення. В деяких пристроях використовують групу дротяних

пучків, яка видовжується при прикладенні зусилля розтягу і вкорочується коли прикладена сила стиску [31], [217], [236]. В інших пристроях використовують дві групи дротяних пучків, з яких одна видовжується, а друга вкорочується при прикладенні зусилля розтягу і їх поведінка змінюється на протилежну, коли зовнішня сила стискувальна [119], [234], [237]. Попередній натяг до середини плато трансформації мартенситу гарантує, щоб ефективно використати весь діапазон надпружної деформації дротин із СПФ. В роботах запропоновано для самоцентрування пружини, які попередньо стиснуті і при відсутності зовнішнього навантаження урівноважуються. В ряді інших пристроїв самоцентрування здійснюється за рахунок попередньо розтягнутих дротин із СПФ, які одночасно є демпфувальний елементом [217], [236].

Запропоновано [238] оцінювати здатність до центрування білінеарних гістеретичних систем ізоляції на основі енергетичного критерію  $ES \geq 0,25EH$ , де  $ES$  – накопичена пружна енергія, а  $EH$  – енергія, що розсіюється в гістерезисі при заданій максимальній деформації.

## 7.1 Досліджуваний матеріал

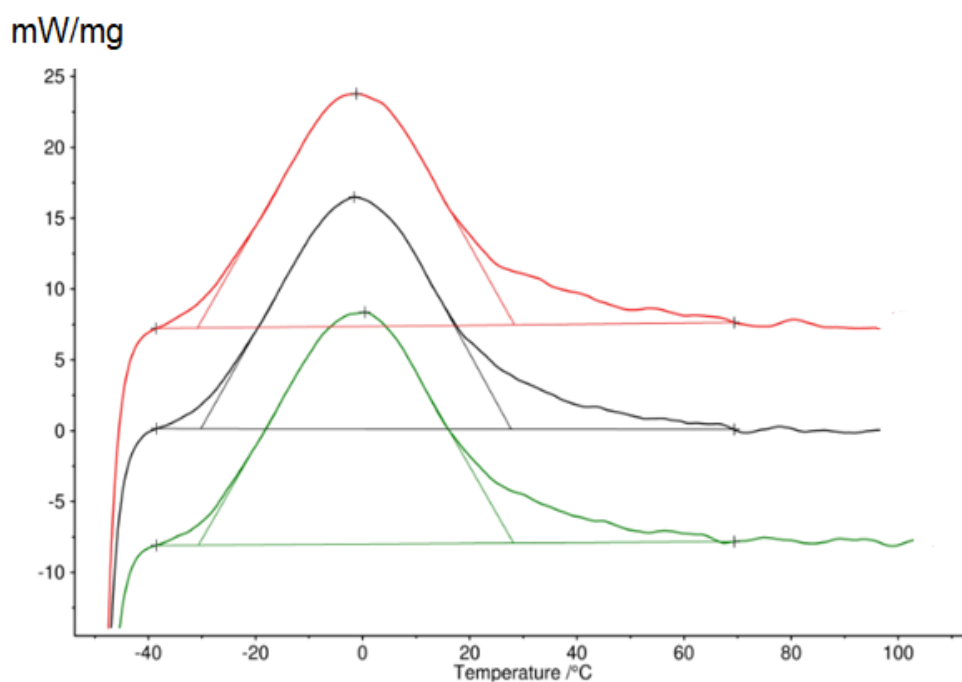
Досліджували псевдопружний NiTi сплав у вигляді дроту діаметром 1,5 мм поставлений компанією Wuxi Xin Xin glai Steel Trade Co., LTD.

Хімічний склад сплаву, заявлений у сертифікаті подано у табл. 3.1.

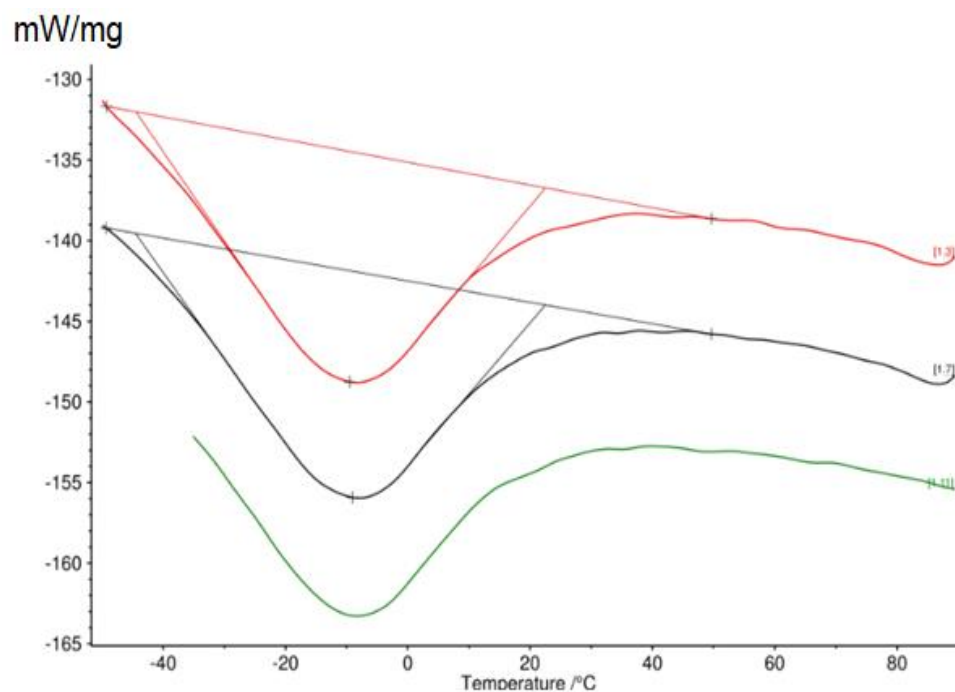
Характеристики теплових переходів під час фазових перетворень СПФ досліджували методом ДСК за допомогою пристрою NETZSCH DSC 214 Polyma. Циліндричні зразки вагою 35 mg, вирізані із дроту  $\varnothing$  1,5 мм, поміщали на пластину тиглю з Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Швидкість газового потоку складала 30 мл/хв. Зразки нагрівали та охолоджували від  $-50$  °C до  $115$  °C в атмосфері азоту N<sub>2</sub> зі швидкістю  $10$  °C/хв. Для підвищення достовірності отримуваних результатів кожен з циклів нагрівання і охолодження повторювали тричі.

ДСК аналіз подано в координатах потік тепла-температура ( $F-T$ ): криві демонструють мартенситно-аустенітні (Рис. 7.1 а) та аустенітно-мартенситні

(Рис. 7.3 б) фазові перетворення, які відбуваються в СПФ під час циклів нагріву та охолодження відповідно.



а



б

Рис. 7.1. ДСК аналіз дроту СПФ за першого (1), другого (2) і третього (3) нагрівання (а) та охолодження (б)



Зіставлення температур фазових переходів під час нагрівання та охолодження також підтверджує зворотний характер зміни кристалографічної структури досліджуваного матеріалу. Під час нагрівання фазовий перехід відбувається в діапазоні температур між  $-30,5\text{ }^{\circ}\text{C}$  та  $28\text{ }^{\circ}\text{C}$ , а температура переходу становить  $-0,7\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Водночас фазовий перехід від аустеніту до мартенситу за охолодження відбувається між  $-44,5\text{ }^{\circ}\text{C}$  та  $22,5\text{ }^{\circ}\text{C}$ , а тепловий потік досягає максимуму при  $-9,2\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

Зміна ентальпії, спричинена фазовими переходами становила  $3,547\text{ Дж/г}$  під час нагрівання та  $3,78\text{ Дж/г}$  за охолодження (Рис. 7.2).

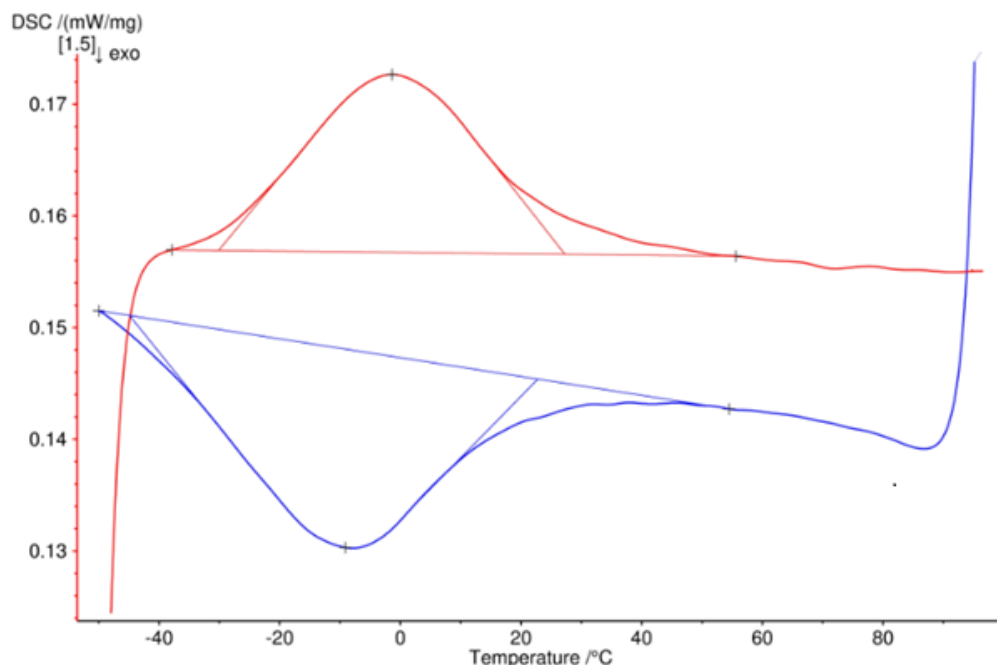


Рис. 7.2. ДСК аналіз дроту СПФ за першого (1), другого (2) і третього (3) нагрівання (а) та охолодження (б)

Результати температур фазових перетворень досліджуваного СПФ подано в табл. 7.1. Зазначимо, що температури фазових перетворень в матеріалі мають незначний розкид між окремими циклами нагрівання (охолодження) порівняно з аналогічними характеристиками для прутка. Так, максимальне відхилення від середнього значення температури завершення аустенітного перетворення  $A_f$  становить  $-0,4\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

**Таблиця 7.1**  
**Конструктивні параметри демпфувального пристрою**

СПФ	Нагрівання/охолодження	Ms	Mf	As	Af
		°C			
Дріт	1-е	22,5	-44,5	-30,9	28,3
	2-е	22,5	-44,6	-30,2	27,7
	3-є	–	–	-30,6	28,2
	Усереднене значення	22,5	-44,6	-30,6	28,1

Механічні випробиви здійснювали за температури близької до температури завершення мартенситно-аустенітного перетворення  $A_f$ , яка дорівнює  $24,7^{\circ}\text{C}$  (табл. 7.1).

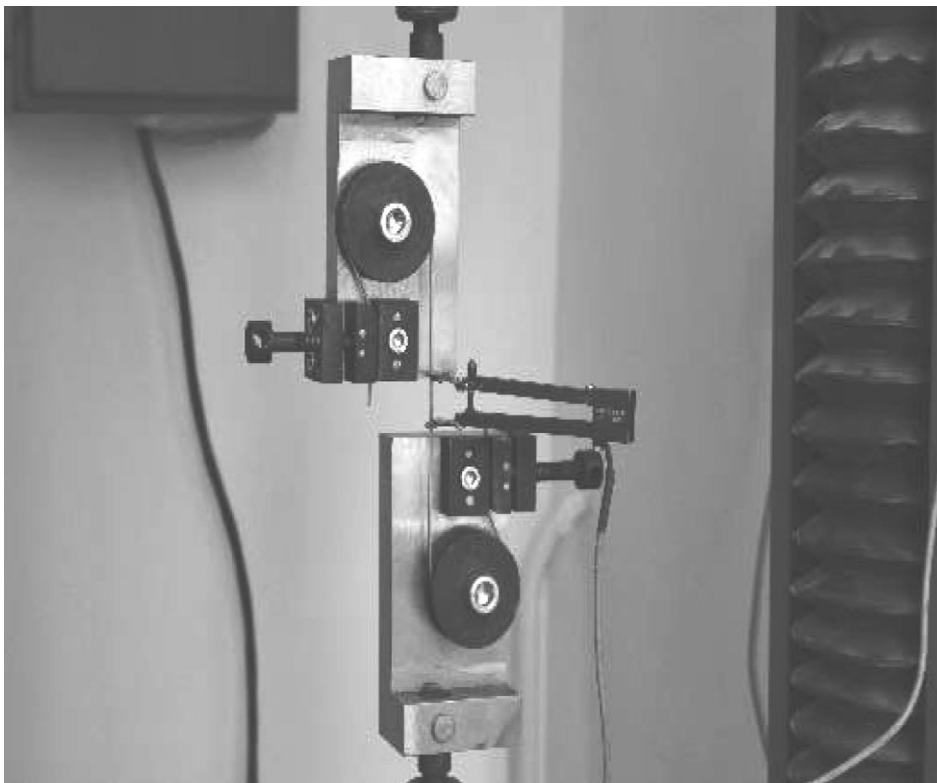


Рис. 7.3. Затискачі з дротом і тензOMETром для вимірювання поздовжньої деформації, встановлені на установці FP-100

Механічні властивості СПФ визначали на повітрі за температури 18 °С. Дріт  $\varnothing 1,5$  мм випробовували на модернізованій машині FP 100 з автоматизованим керуванням і системою збирання даних, використовуючи спеціальні затискачі для дроту (Рис. 7.3).

Діаграма деформування дроту складається з трьох ділянок, які характеризують: I – аустенітна фаза; II – аустенітно-мартенситна; III – мартенситна (Рис. 7.4).

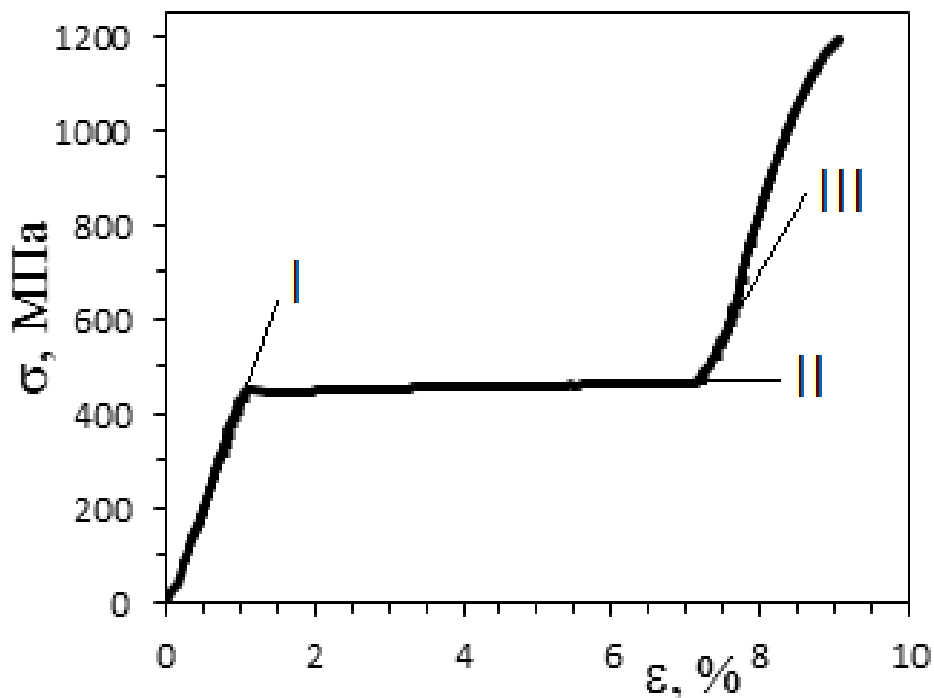


Рис. 7.4. Діаграма деформування дроту. I – аустенітна фаза; II – аустенітно-мартенситна; III – мартенситна

Дріт навантажували із швидкістю переміщення тримача 3 мм/хв, відповідно до вимог [181]. В обох випадках реєстрували зусилля і поздовжню деформацію з базою вимірювань 12 мм.

Характеристики механічних властивостей подано в табл. 7.2.

Таблиця 7.2

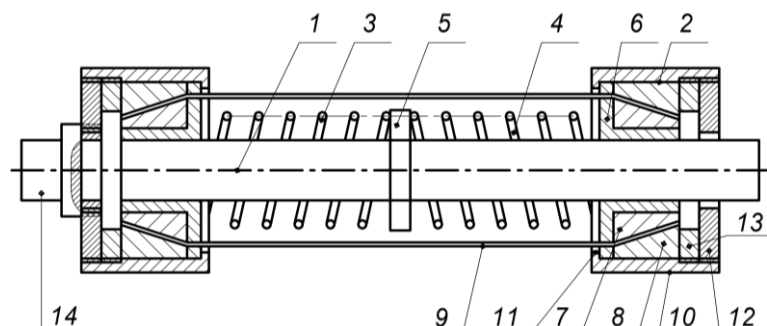
## Характеристики механічних властивостей дроту із СПФ

Результати	Температура випроб, °C	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_B$	Модуль пружності, ГПа	
		МПа		I ділянка	II ділянка
Згідно з сертифікатом	–	228	855	–	–
Експерименту	18	430	1196	52,7	1,36

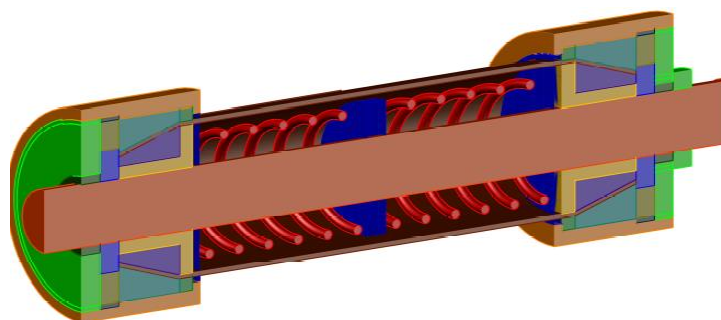
Таким чином аустенітно-мартенситного перетворення в дроті відбувається при 430 МПа.

## 7.2 Опис конструкції

Запропонований демпфувальний пристрій зображено на Рис. 7.5



а



б

Рис. 7.5. Схема демпфувального пристрою для транспортування довгомірних конструкцій – а) плоский переріз; б) – тривимірний переріз

Даний демпфувальний пристрій містить вісь 1 на якій розміщені дві бокові системи кріплення 2, між якими поміщено пружини 3 і 4, які розділені центральним фіксатором 5, бокові системи кріплення оснащені кріпильними втулками 6 з отворами, на які поміщені конус 7 з конусною втулкою 8, між якими затиснені дроти 9 з СПФ.

Кожна бокова система кріплення оснащена циліндричною обоймою 10 з внутрішнім кільцевим упором 11 з одного боку та внутрішньою різьбою 12 з протилежного, в яку вкручується кільце 13, що підтискає конічну втулку через проміжну шайбу. Різьбове кільце 13 лівої бокової системи кріплення з'єднане з тягою 14.

### 7.3 Розрахунок конструктивних і технічних параметрів

Під дією початкових умов центральний фіксатор 5 знаходиться в зрівноваженому стані, оскільки результуюче зусилля яке діє на фіксатор від двох стиснутих по обидві сторони пружин 3, 4 дорівнює нулю. При навантаженні розтягом демпфувального пристрою через тягу 14 і вісь 1, остання переміщається вправо і фіксатор 5, який закріплений жорстко на осі стискає пружину 4 і ослабляє натяг пружини 3. Результатом цього є збільшення деформації попередньо розтягнутих дротів 9 з СПФ. При знятті зовнішнього зусилля під дією пружин 3 і 4 вісь з центральним фіксатором 5 переміщується у вихідне положення зменшуючи зусилля натягу дротів з СПФ. При повторному навантаженні, завдяки властивостям псевдопружності частина енергії пружної деформації розсіюється в матеріалі із СПФ.

На Рис. 7.6 представлена схема демпфувального пристрою у початковому стані і за прикладеного навантаження  $P$  з позначенням розмірів і переміщень,  $\Delta l_s$  – переміщення пружини спричинене зовнішнім навантаженням;  $\Delta l_w$  – видовження дротів СПФ.

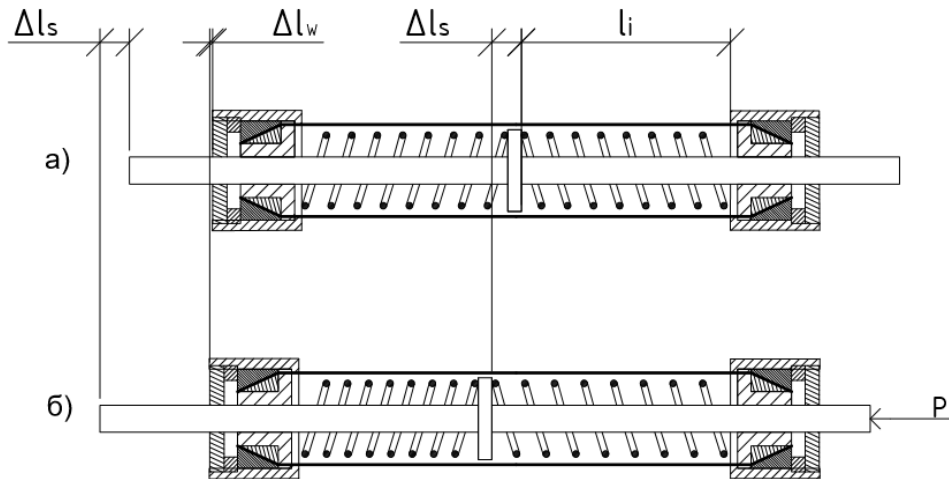


Рис. 7.6. Зображення пристрою у початковому стані – а) та під дією прикладеної сили  $P$  – б)

Кожна із встановлених у пристрої стиснутих пружин мають довжину  $l_i$ , у вільному стані вона має довжину  $l_i + \Delta l_1$

$$\Delta l_1 = \frac{N_{1,2}}{k}, \quad (7.1)$$

де  $N_{1,2}$  – внутрішнє зусилля пружин внаслідок їхнього початкового стискання при встановленні в пристрій;  $k$  – жорсткість пружини. З тією самою силою будуть розтягуватись дроти із СПФ.

Розглянемо спрощену модель пристрою для демпфування (Рис. 7.7). Тут  $F_1$  – реакція на стиск пружини 1;  $F_2$  – реакція на стиск пружини 2;  $F_w$  – сила розтягу дротів.

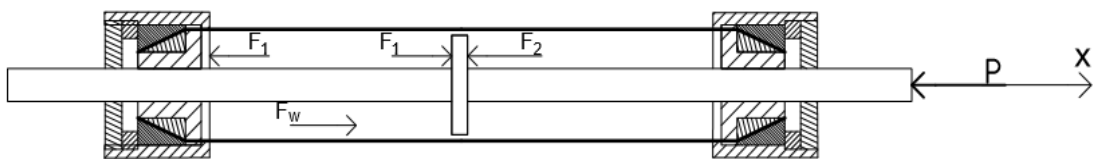


Рис. 7.7. Розрахункова схема пристрою

В початковому стані за відсутності зовнішньої дії (при  $P = 0$ )  $F_1 = F_2$ .

Розглянемо деяке відхилення від рівноваги під дією сили  $P$ , прикладеної до осі (Рис. 7.7). Реакція пружини 1 при її переміщенні на величину  $\Delta l_s$  (Рис. 7.6) дорівнює початковому стиску при встановленні плюс силі внаслідок подальшого її стискання.

$$F_1 = N_{1,2} + k\Delta l_s. \quad (7.2)$$

Реакція пружини 2

$$F_2 = N_{1,2} - k\Delta l_s. \quad (7.3)$$

Тобто сила стиску пружини дорівнює початковому стиску при встановленні мінус силі внаслідок її розтягу під дією сили  $P$ , при цьому має виконуватись умова  $F_2 \geq 0$ .

Складемо проекції сил на вісь  $x$ :

$$F_1 - F_1 - F_2 + F_w - P = 0,$$

звідки  $F_w$  буде дорівнювати

$$F_w = P + F_2. \quad (7.4)$$

Розглянемо граничні стани. Зазначимо, що пружини при роботі демпфера повинні бути стиснутими:

$$F_1 \geq 0; \quad F_2 \geq 0.$$

### Випадок 1.

Розглянемо випадок в якому пружина 1 досягає максимального стиснення під дією зовнішнього зусилля  $P_{1\max}$ , при цьому в пружині 2 напруження дорівнюють нулеві ( $F_2 = 0$ ). Склавши проекцію всіх сил на вісь  $x$  (Рис. 7.8), виходить, що дроти сприймають зусилля рівні зовнішньому навантаженню.

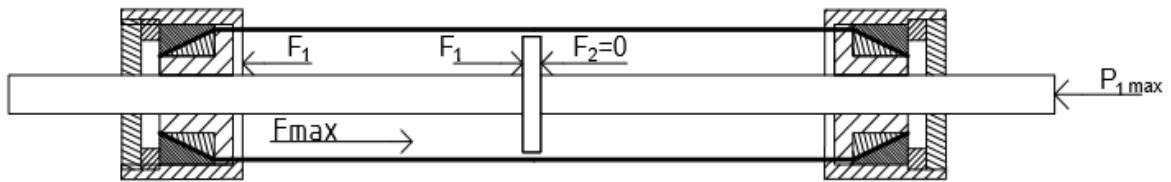


Рис. 7.8. Розрахункова схема пристрою для випадку ( $P = P_{1\max}$ ;  $F_2 = 0$ )

$$F_w = P + F_2. \quad (7.5)$$

де  $F_{\max}$  – максимальне зусилля у дротах при якому їх видовження дорівнює  $\Delta l_{\max}$ .

### Випадок 2.

Коли пружина під дією зовнішньої маси вантажу повертається в початкове положення (шток рухається вправо) в пружині 1 сила стиску зменшується, а в пружині 2 сила стиску збільшується (Рис.7.9).

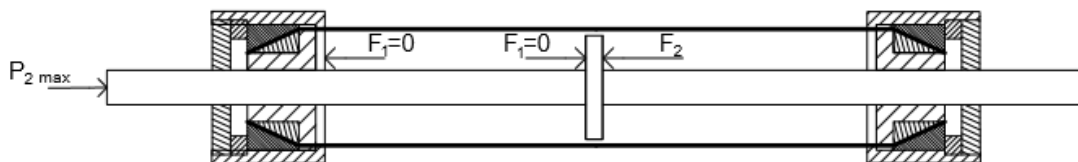


Рис. 7.9. Розрахункова схема пристрою для випадку ( $P = P_{2\max}$ ;  $F_1 = 0$ )

$$P_{2\max} = F_{2l}, \quad (7.6)$$

де  $F_{2l}$  – гранична сила стиску пружини 2.

Запишемо умову при якій виконується заданий випадок 2.

$$\begin{cases} P_{2\max} = F_{2l} \\ F_1 = 0 \end{cases}$$

$$F_1 = N_{1,2} - k\Delta l_{sl} = 0$$



$\Delta l_{sl}$  – граничний стиск пружини 2 при якому напруження в пружині 1 рівні нулю.

Оскільки  $N_{1,2} = k \Delta l_{sl}$ , то визначаємо граничний стиск пружини

$$\Delta l_{sl} = \frac{N_{1,2}}{k} = \Delta l_1. \quad (7.7)$$

Отже, щоб напруження у першій пружині були рівні нулю вона повинна розтягнутись на величину  $\Delta l_1$  від початкового положення при встановленні, в свою чергу друга пружина повинна стиснутись на цю саму величину  $\Delta l_1$ , звідки ми можемо записати:  $F_{2l} = N_{1,2} + \Delta l_1 k$ , визначивши  $N_{1,2}$  з рівняння (7.1), отримаємо:

$$F_{2l} = 2\Delta l_1 k = 2N_{1,2}. \quad (7.8)$$

Якщо пружини 1 і 2 будуть однакові тоді можна записати:

$$F_{1l} = F_{2l}, \quad (7.9)$$

де  $F_{1l}$  – гранична сила стиску пружини 1.

На Рис. 7.10 зображено типову діаграму деформування, яка демонструє псевдопружні властивості СПФ. Діаграма складається з двох ділянок: ділянка на якій матеріал знаходиться в аустенітному стані з модулем пружності I-го роду  $E_1$ ; ділянка на якій відбувається аустенітно-мартенситне перетворення з модулем пружності I-го роду  $E_2$ . Дроти СПФ в процесі роботи будуть розтягуватись на величину  $\Delta l_w$ :

$$\Delta l_w = \Delta l_I + \Delta l_{II} = \frac{F_w^A l_w}{E_A A_w n_w} + \frac{(F_w - F_w^A) l_w}{E_2 A_w n_w}, \quad (7.10)$$

де  $\Delta l_I, \Delta l_{II}$  – видовження дротів на ділянках де діє модуль пружності  $E_1$  і  $E_2$  відповідно;  $l_w$  – початкова довжина дротів;  $A_w$  – площа січення дроту;

$n_w$  – кількість дротин;  $E_1, E_2$  – модуль пружності на відповідних ділянках діаграми деформування;  $F_w^A$  – граничне внутрішнє зусилля у дротах при якому модуль пружності рівний  $E_1$ ;  $F_w$  – внутрішнє зусилля у дротах при дії сили  $P$ .

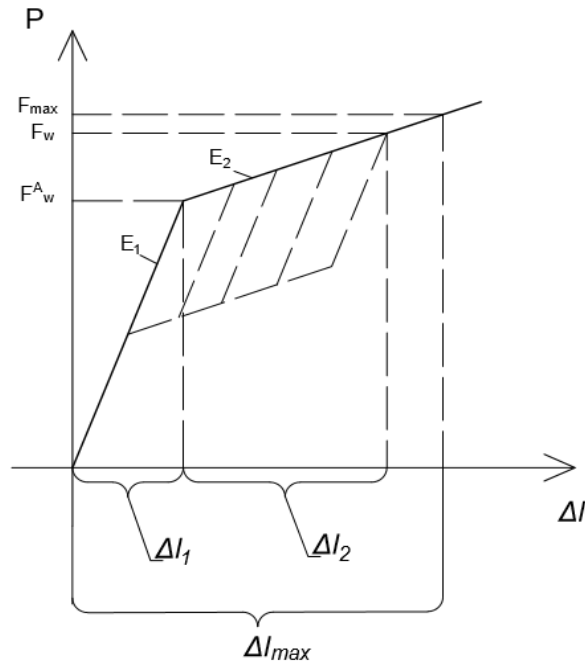


Рис. 7.10. Типова діаграма деформування  $P$ – $\Delta l$  СПФ

Для NiTi сплаву з пам'яттю форми максимальне видовження, за якого ще зберігається ефект псевдопружності дорівнює приблизно 6% [239].

Тобто

$$\Delta l_{w.\max} = 0,06 \Delta l_{wi}, \quad (7.11)$$

де  $\Delta l_{wi}$  – довжина дротів у не напруженому стані;  $\Delta l_{w.\max}$  – максимальне видовження дротів;  $\Delta l_{wl}$  – довжина дротів при їх максимальному видовженні.

Враховуючи, що пристрій призначений для демпфування коливань за симетричного циклу навантаження, а також з урахуванням діаграми деформування СПФ (Рис. 7.10) приймаємо що при відсутності зовнішнього навантаження початкове відносне видовження дротів дорівнює  $\Delta l_{w0} = 0,5 \Delta l_{w.\max} = 0.03 \Delta l_{wi}$ .

Формулу (7.10), для граничного видовження дротів  $\Delta l_{wl}$  можна записати наступним чином

$$\Delta l_{wl} = \frac{\sigma_w^A l_w}{E_1} + \frac{\sigma_{\max} l_w}{E_2} - \frac{\sigma_w^A l_w}{E_2}, \quad (7.12)$$

де  $\sigma_{\max}$  – максимальне напруження у дротах  $\sigma_{\max} \leq [\sigma]$ .

Тепер треба пов'язати видовження дротів  $\Delta l_w$  зі стисненням пружини  $\Delta l_s$ ,

$$\Delta l_w = \frac{F_w^A l_w}{E_1 A_w n_w} + \frac{(F_w - F_w^A) l_w}{E_2 A_w n_w}. \quad (7.13)$$

Підставимо рівняння (7.3) у вираз (7.4).

$$F_w = P + F_2 = P + N_{1,2} - k \Delta l_w l_{\text{пр}}. \quad (7.14)$$

Підставимо останній вираз у рівняння (7.13):

$$\Delta l_w = \frac{F_w^A l_w}{E_1 A_w n_w} + \frac{((P + N_{1,2} - k \Delta l_s) - F_w^A) l_w}{E_2 A_w n_w}. \quad (7.15)$$

Вираз (7.14) показує залежність видовження дротів від стиску пружини.

Враховуючи, що початковий розтяг дротів рівний 3% від початкової довжини дроту можемо розписати початкову силу стискання пружини:

$$\Delta l_{wi} = 0,03 l_w = \frac{N_{1,2} l_w}{E_1 A_w n_w}. \quad (7.16)$$

$$N_{1,2} = \frac{E_1 A_w n_w 0,03 l_w}{l_w} = 0,03 E_1 A_w n_w. \quad (7.17)$$

Вираз (8.16) і (8.17) записаний при умові, що  $N_{1,2} \leq F_w^A$ .

Маючи формулу (7.17), можемо її підставити у вираз (7.8):

$$F_{2l} = 2N_{1,2} = 2 \cdot 0,03 E_1 A_w n_w = 0,06 E_1 A_w n_w. \quad (7.18)$$

Формулу (7.18) можна використовувати для визначення граничної сили.

#### 7.4 Методика випробування дослідження функціональних характеристик демпфувального пристрою

Конструктивні параметри функціонального пристрою подані в таблиці 7.3.

**Таблиця 7.3**

#### Конструктивні параметри демпфувального пристрою

Параметри пружин групи самоцентрування					Параметри Дротин із СПФ	
Діаметр дроту, мм	Довжина, мм	Робочих витків	Жорсткість, Н/мм	Максимальне зусилля, Н	Довжина $L_w$ , мм	Діаметр, $d_w$ , мм
6,30	70	5,8	217,68	3513,40	343	1,5

Функціональні властивості демпфувального пристрою (Рис. 7.11) досліджували на випробувальній сервогідравлічній машині СТМ-100 [182] з автоматизованим управлінням і системою відбору даних з керуванням за напруженням за синусоїдальною формою циклу. Під час випробування неперервно записували прикладену силу, переміщення штоку циліндра, та інтегральну поздовжню деформацію дротин СПФ. Поздовжню деформацію вимірювали екстензометром моделі Ві-06-308 виробництва BISS, максимальна

похибка не перевищувала 0,1%. Переміщення штока визначали за допомогою індуктивного датчика Ві-02-313 з похибкою, що не перевищувала 0,1%. Довжина кожної з двох дротин складала 343 мм.



а



б

Рис. 7.11. Фото демпфувального пристрою встановленого на випробувальній машині СТМ 100: кріплення в затискачах – а та система вимірювання деформації і переміщення – б

Випробування проводили при кімнатній температурі на повітрі, за одновісного розтягу – стиску за контрольованого переміщення осі демпфувального пристрою при коефіцієнті асиметрії циклу переміщення  $R_S = -1$ . Досліджували характеристики демпфувального пристрою в діапазоні частот 0,001 – 2 Гц та переміщень 3–9 мм (Табл. 7.4).

Параметри випробувань в кожній серії експериментів подані в Табл. 7.2.

Після встановлення пристрою на випробувальну машину, демпфувальний пристрій навантажували через елементи кріплення деформуючи дротини із СПФ розтягом до деформації 2,5%, яку контролювали встановленим тензометром, для

вимірювання переміщення корпусів пристрою 10 (Рис. 7.5, Рис. 7.11). Після цього, з допомогою регулювальної гайки пружини стискали до рівня, що забезпечував задану деформацію 2,5% після зняття навантаження на пристрій.

**Таблиця 7.4**

**Параметри випробувань в кожній серії експериментів,  $R_S = -1$**

Частота навантаження (Гц)	Амплітуда навантаження (peak to peak) $S_a$ , мм/Середня швидкість деформування $\dot{\epsilon}$ , %/с					
	3	4	5	6	8	9
0,001	1,104E-03	1,64E-03	2,22E-03	2,84E-03	4,61E-03	5,65E-03
0,005	2,09E-02	2,09E-02	2,09E-02	2,09E-02	2,09E-02	2,09E-02
0,01	7,38E-03	1,12E-02	1,64E-02	2,16E-02	3,36E-02	4,02E-02
0,1	0,0783	0,110	0,148	0,193	0,309	0,362
0,5	0,397	0,551	0,727	0,933	1,475	1,721
1	0,788	1,154	1,553	1,961	2,887	3,397
2	1,63	2,33	3,10	3,91	5,71	-
3	2,47	3,50	4,60	5,96	9,44	-

Для стабілізації функціональних властивостей дротин із СПФ, пристрій навантажували упродовж 50 циклів з частотою 0,5 Гц і амплітудою переміщення  $S_a = 5$  мм. При циклічному навантаженні, внаслідок одностороннього накопичення деформації відбувалося зменшення попередньо заданої деформації.

Після завершення “тренування” дротин, з допомогою регулювальної гайки пружини стискали до рівня, що забезпечував відновлення попередньо заданої деформації при повністю розвантаженому пристрої до значення 2,5%.

На Рис. 7.12 подано схематично ефект попередньої деформації розтягом дротин СПФ на демпфувальні властивості пристрою представлено. Передбачається, що дротини пристрою zdeформовані до величини, що відповідає точці А. Дріт, попередньо zdeформований до точки А, буде в подальшому деформуватися за траєкторією ABCDEFА, тоді як попередня деформація буде

компенсувати залишкову деформацію що накопичується при циклічному навантаженні.

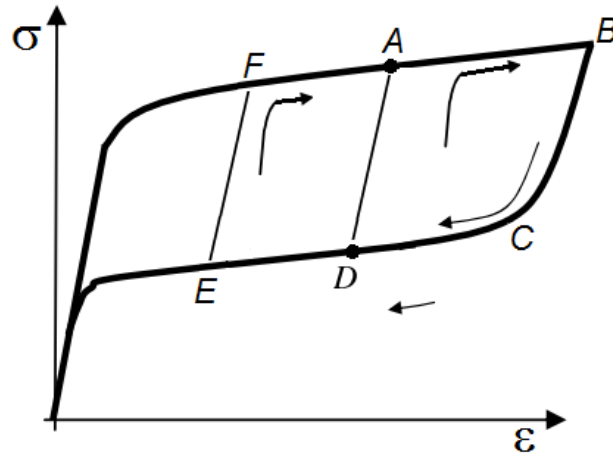


Рис. 7.12. Ефект попередньої деформації розтягом дротин СПФ

При цьому забезпечували сталу частоту навантаження. Історія навантаження під час експерименту за частоти навантаження  $f = 0,005$  Гц подана на Рис. 7.13.

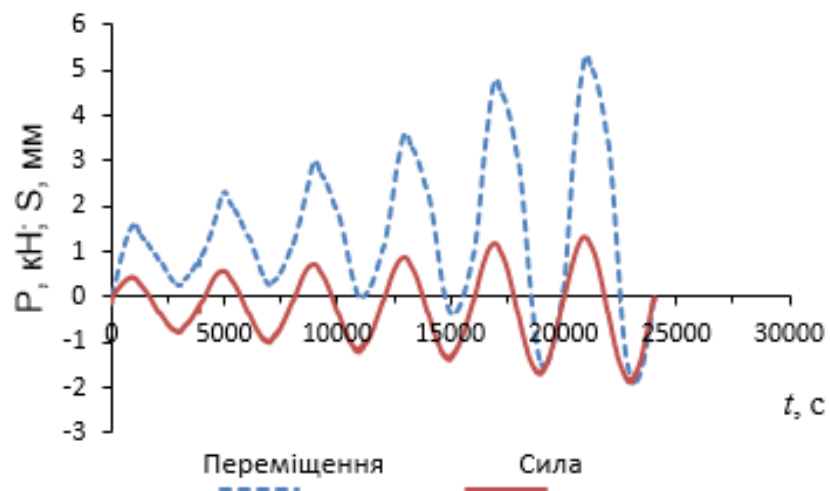


Рис. 7.13. Часова залежність сили і переміщення пристрою за частоти навантаження 0,005 Гц

Під час експерименту пристрій навантажували в режимі контролю переміщення при симетричному циклі  $R_S = -1$ , збільшуючи у кожному циклі амплітуду переміщення.

### 7.5 Результати дослідження та їх обговорення

Результати дослідження за описаною вище схемою подано на

Рис. 7.14, де прослідковується строга залежність форми петель гістерезису від частоти навантаження. Це можна кількісно описати характеристичними параметрами, такими як енергія, дисипована за повний цикл навантаження пристрою та коефіцієнт втрат, який є ефективним параметром оцінювання демпфувальної здатності пристрою, який визначається як специфічна демпфувальна спроможність (потужність) за радіан циклу навантаження.

Коефіцієнт втрат визначали за формулою [217]

$$\eta = \frac{W_d}{2\pi W}, \quad (7.19)$$

де  $W$  – робота деформування, виміряна за максимального переміщення.

Слід зазначити, що дослідники використовують дещо видозмінені формули для визначення коефіцієнту втрат, зокрема в роботі [119] параметр  $\eta$  визначали за наступною формулою

$$\eta = \frac{W_d}{2\pi(W - W_d)}, \quad (7.20)$$

де  $W$  – максимальна потенціальна енергія пристрою.

В роботі [114] запропоновано демпфувальну здатність зразків із СПФ визначати, за методологією, що використовується в Німеччині, в інженерії проектування вібраційних конструкцій

$$\psi = \frac{W_d}{W_e}, \quad (7.21)$$



де  $W_e$  – енергія пружної деформації, яка визначається площею між кривою крутного моменту при прямій трансформації і середнім крутним моментом  $T_m$ .

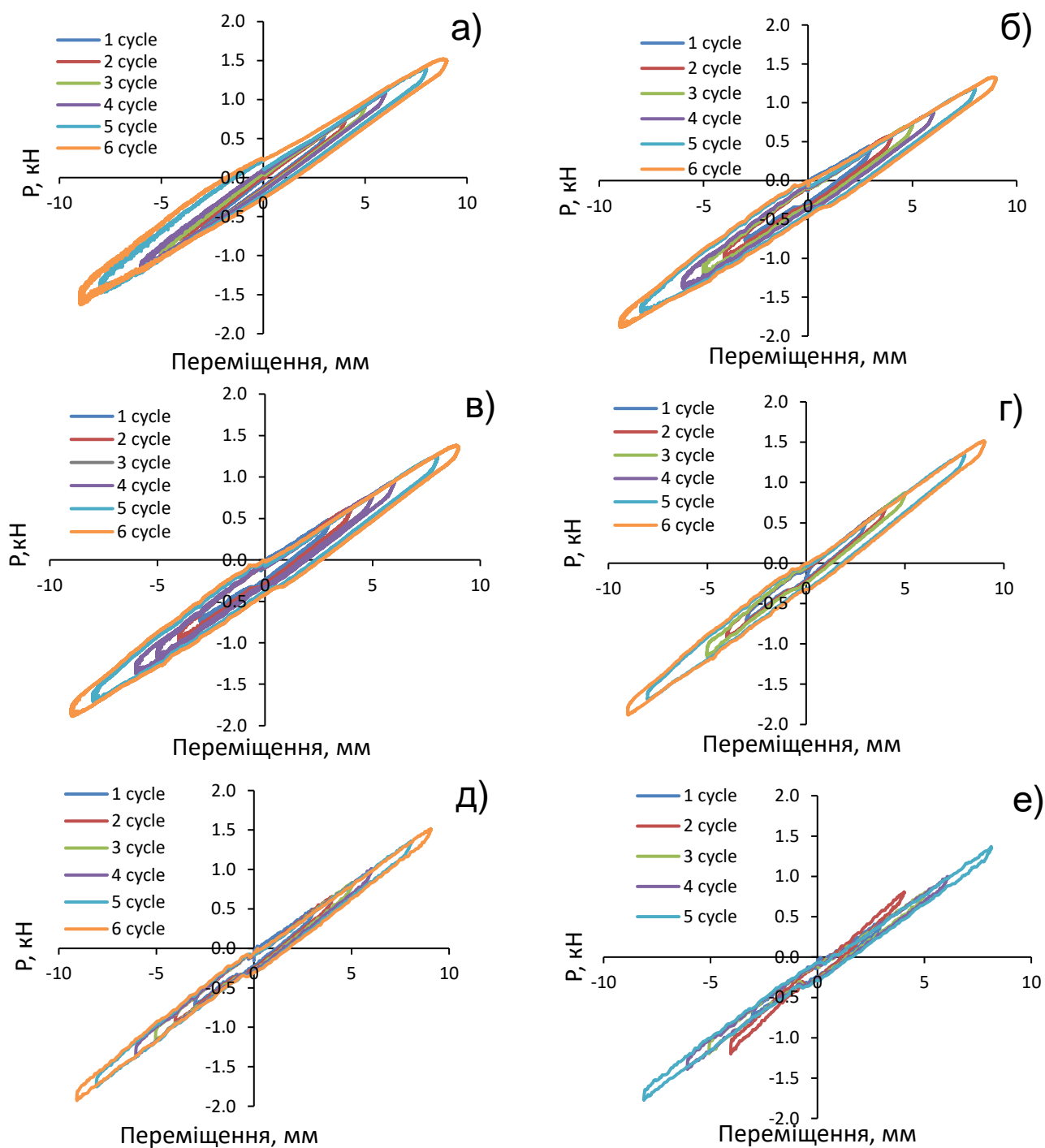


Рис. 7.14. Зміна форми петлі гістерезису демпфувального пристрою для різної комбінації частоти навантаження і амплітуди переміщення. Різний колір відповідає амплітуді переміщення робочого органу пристрою 3, 4, 5, 6, 8 і 9 мм  $f = 0,001$  Гц (а);  $0,005$  Гц (б);  $0,01$  Гц (в);  $0,1$  Гц (г);  $1$  Гц (д);  $2$  Гц (е)

За симетричного циклу навантаження  $T_m = 0$ , а при пульсовому циклі  $T_m = T_{max}/2$  (тут  $T_{max}$  – максимальне значення крутного моменту). Коефіцієнт демпфування  $\psi$  при крученні циліндричних порожнинних зразків із нітинолу з 50,8% Ni зменшується із збільшенням частоти навантаження (0,1 Гц, 0,5 Гц і 1,0 Гц) та зменшенням максимальних дотичних напружень. Відмічається, що ефект можуть бути пов'язані з самонагріванням зразків під час циклу на більш високих частотах.

Зміна форми петлі гістерезису демпфувального пристрою для різної комбінації частоти навантаження і амплітуди переміщення представлені на Рис. 7.14.

На Рис. 7.15 зображені петлі гістерезису в координатах прикладена сила-переміщення (деформація) дротин нітинолу  $P = f(\varepsilon)$ .

На Рис. 7.16 подані залежності енергії демпфування і коефіцієнта втрат, обчисленого за формулою (7.19) від частоти навантаження за різних значень амплітуди переміщення. Загалом, в дослідженому діапазоні частот спостерігали збільшення енергії дисипації із збільшенням амплітуди переміщення штоку пристрою (Рис. 7.16 а).

Коефіцієнт втрат загалом характеризується монотонною спадною залежністю від амплітуди переміщення за винятком частот навантаження 0,001 Гц, 1 Гц і 3 Гц і знаходиться в межах 0,1–0,19 при  $S_a = 3$  мм і 0,07 – 0,16 при  $S_a = 8$  мм (Рис. 7.16 б).

Цей ефект може бути спричинений підвищенням температури зразка із збільшенням частоти навантаження (зміна частоти від 0,1 до 0,5 Гц призводить до підвищення температури на 2–3 °С). Згідно температурною залежності Клаузіса–Клапейрона напруження мартенситного перетворення збільшується із підвищенням температури.

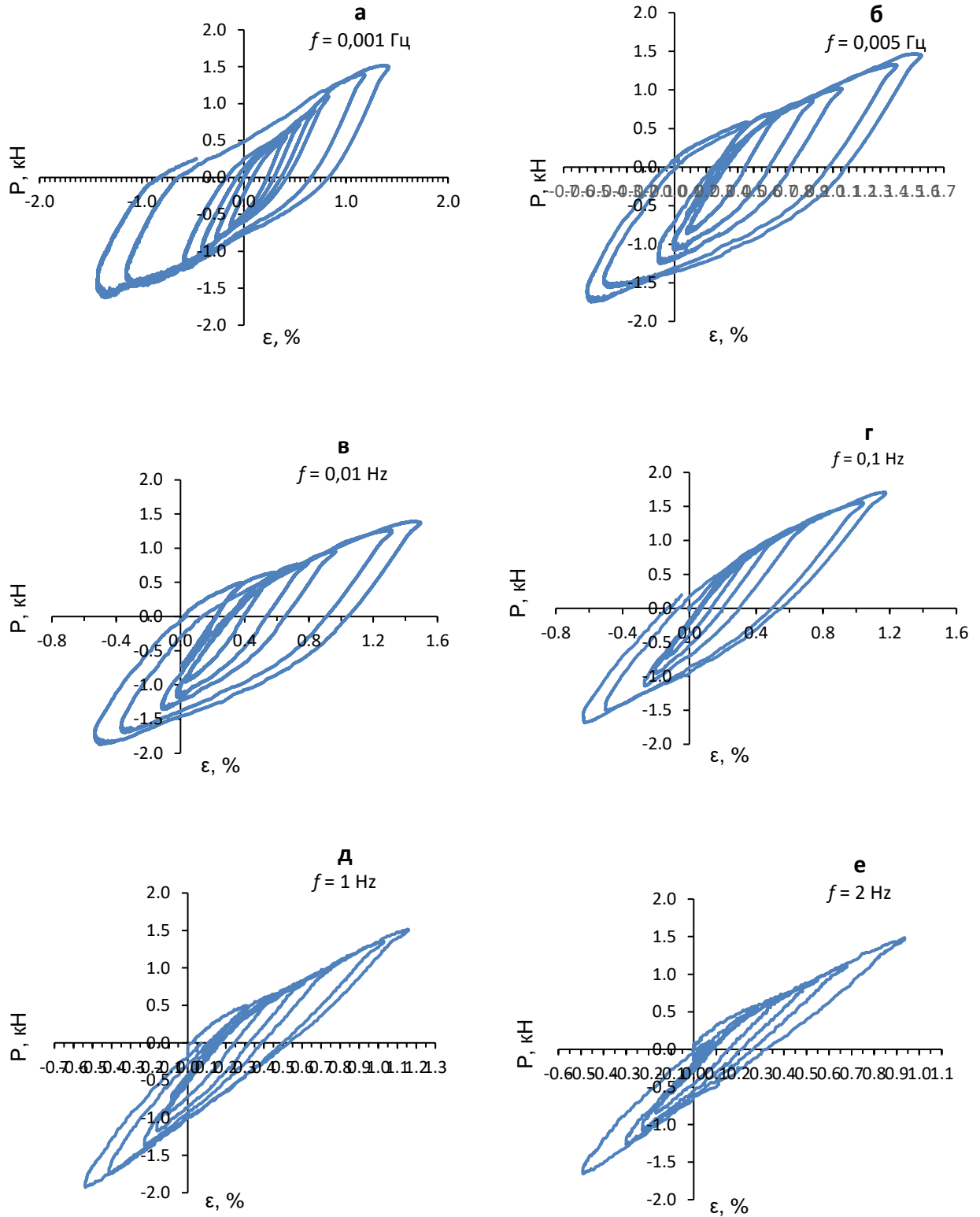


Рис. 7.15. Зміна форми петлі гістерезису дротин із СПФ від амплітуди переміщення за різної частоти навантаження  $f = 0,001$  Гц (а);  $0,005$  Гц (б);  $0,01$  Гц (в);  $0,1$  Гц (г);  $1$  Гц (д);  $2$  Гц (е);  $3$  Гц

Жорсткість пристрою визначали на ділянці прямої трансформації, як кут нахилу прямолінійної ділянки залежності  $P = f(S)$ . Чисельні результати апроксимували прямолінійною залежністю методом найменших квадратів. В деяких працях [119, 235], жорсткість визначають за формулою

$$K_S = \frac{F_{\max} - F_{\min}}{S_{\max} - S_{\min}}, \quad (7.22)$$

де  $F_{\max}, F_{\min}$  – максимальна і мінімальна сила відповідно;  
 $S_{\max}, S_{\min}$  – максимальне і мінімальне переміщення.

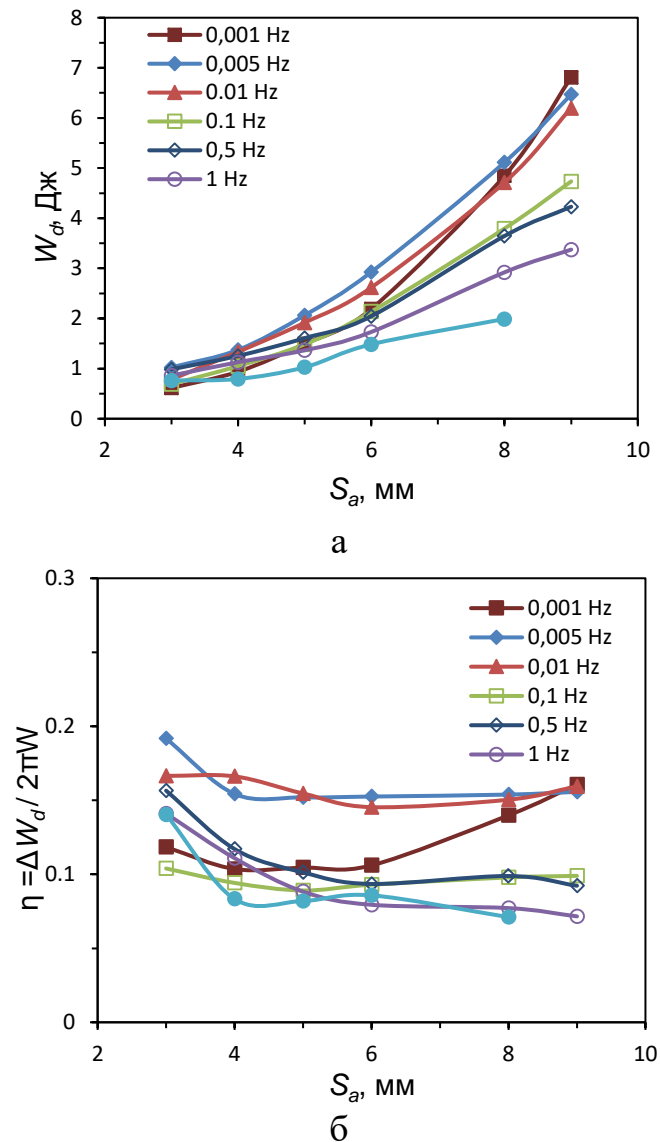


Рис. 7.16. Залежність енергії дисипації (а) та коефіцієнта втрат від амплітуди переміщення

На Рис. 7.17 а представлені залежності жорсткості пристрою на ділянці прямої трансформації від амплітуди переміщення. Характер зміни жорсткості пристрою із збільшенням амплітуди переміщення істотно залежить від частоти навантаження. Жорсткість неперервно зменшується із збільшенням амплітуди переміщення від 3 до 9 мм в діапазоні частот навантаження (0,0001–0,1) Гц, проте в інтервалі частот 1–3 Гц, спостерігали збільшення жорсткості пристрою при амплітуді 4 мм порівняно із  $S_a = 3$  мм, в подальшому в діапазоні  $S_a = 4–9$  мм її монотонне зменшення.

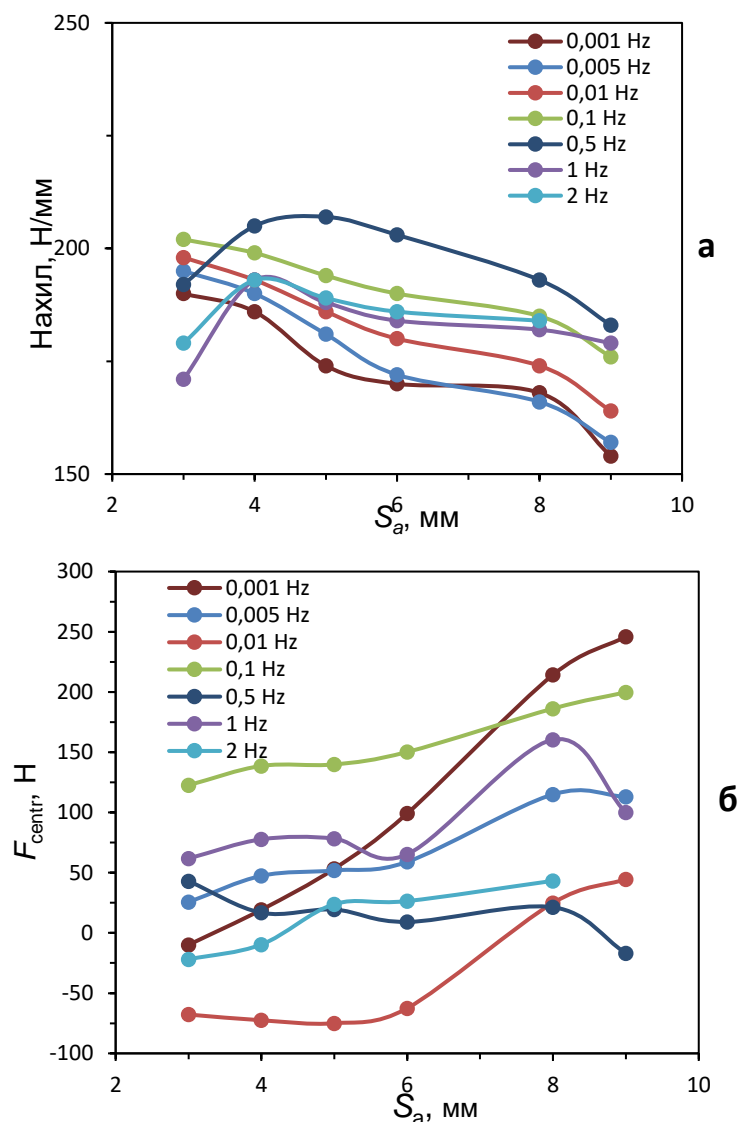
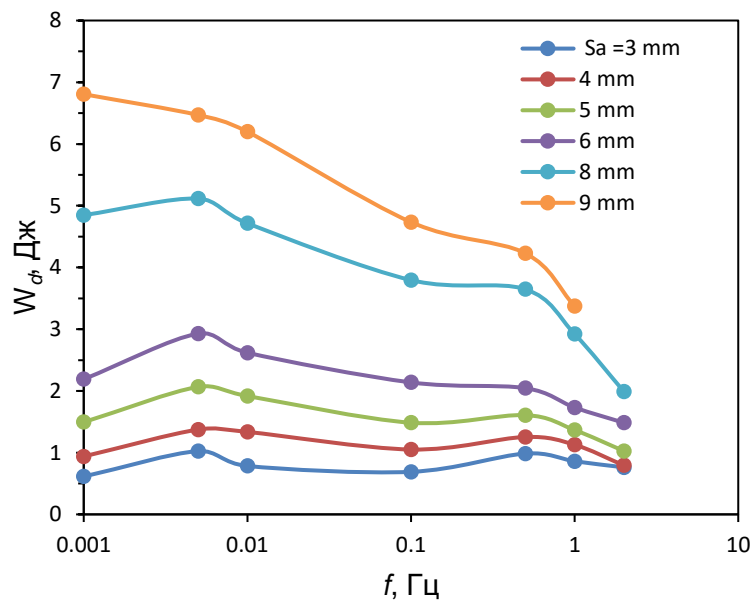
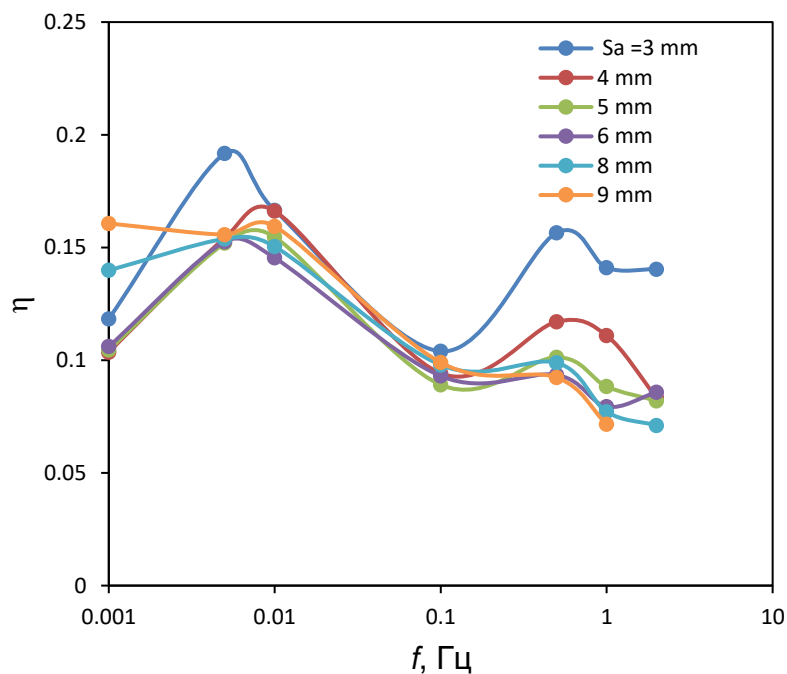


Рис. 7.17. Залежності жорсткості на ділянці прямої трансформації (а) та відновлювальної сили в кінці зворотної трансформації (б) від амплітуди переміщення

Відновлювальна сила, яку визначали в кінці зворотної трансформації, для всіх частот навантаження демонструє монотонне збільшення, із збільшенням амплітуди переміщення, за винятком частоти навантаження 0,5 Гц і 1 Гц (Рис. 7.17 б).



а



б

Рис. 7.18. Залежність енергії дисипації (а) та коефіцієнта втрат (б) від частоти навантаження

Загалом для всіх частот навантаження значення відновлювальної сили в кінці зворотної трансформації знаходиться в діапазоні від -75 Н до 250 Н. Отримані значення відновлювальної сили пристрою при знятті зовнішнього навантаження, добре узгоджуються із результатами інших авторів для подібних демпфувальних пристроїв, наприклад [217], де максимальна відновлювальна сила дорівнювала 250 Н.

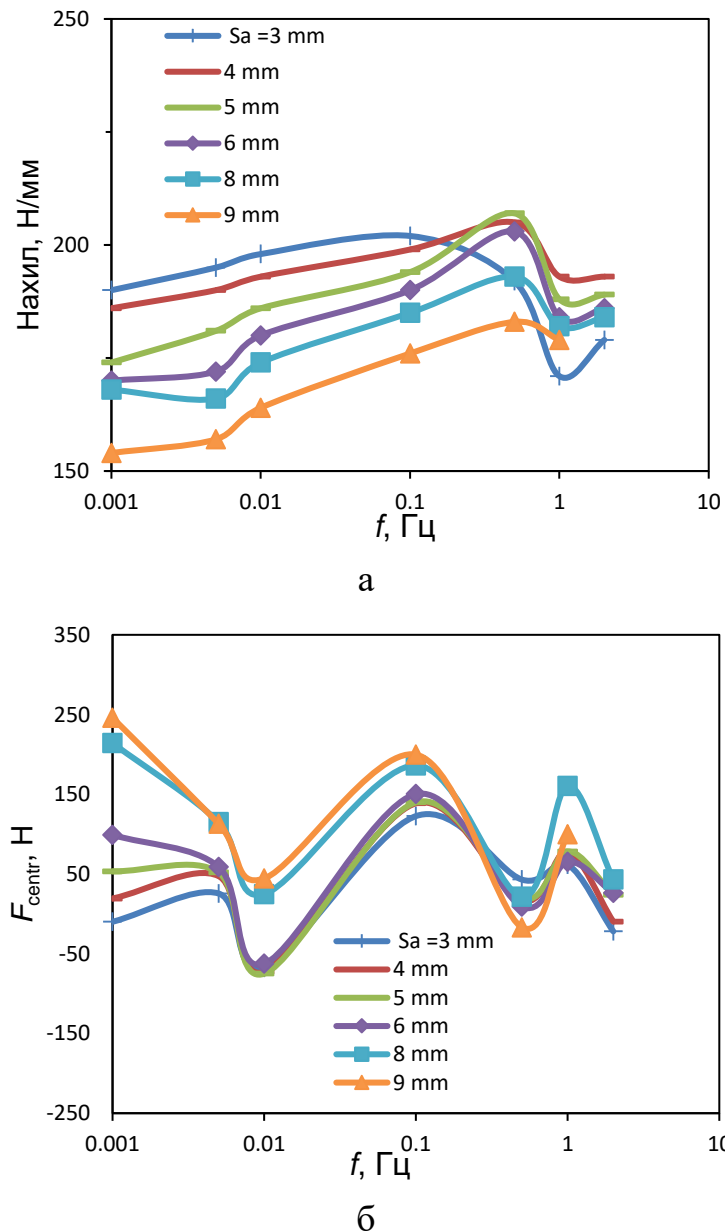
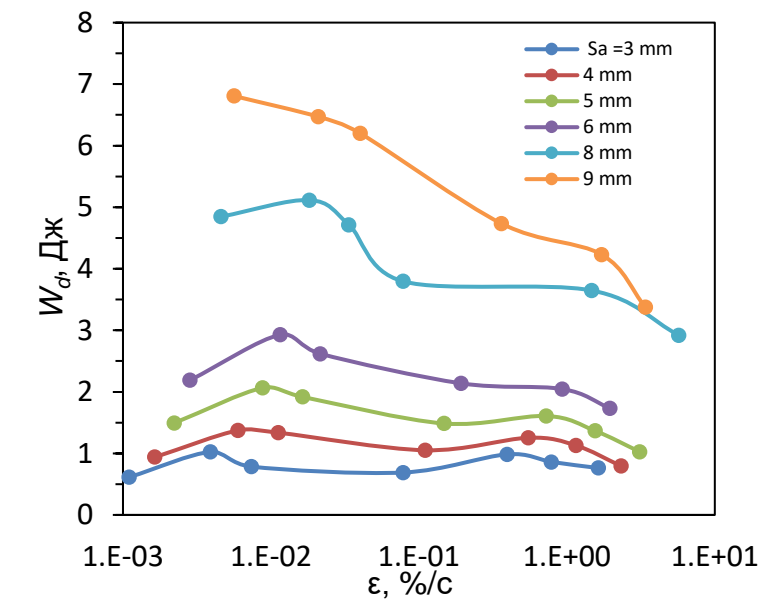
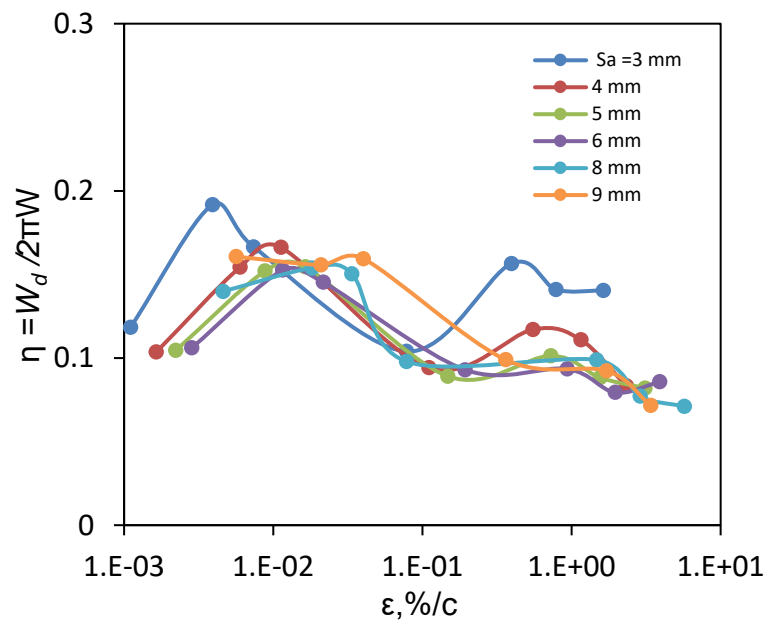


Рис. 7.19. Залежність жорсткості на ділянці прямої трансформації (а) та відновлювальної сили в кінці зворотної трансформації (б) від частоти навантаження

Із збільшенням частоти навантаження від 0,001 Гц до 0,005 Гц енергія дисипації для всіх амплітуд переміщення зростає (Рис. 7.18 а), а в подальшому монотонно спадає. Винятком є лише частотна залежність енергії дисипації за максимальної амплітуди переміщення ( $S_a = 9$  мм), за якої спостерігається неперервне зменшення  $\Delta W$  із збільшенням частоти навантаження.



а



б

Рис. 7.20. Залежності енергії дисипації (а) та коефіцієнта втрат (б) від середньої швидкості деформації СПФ



Коефіцієнт втрат немонотонно змінюється із збільшенням частоти навантаження (Рис. 7.18 б), досягаючи максимального значення при частоті навантаження 0,01 Гц і лише за амплітуди переміщення 3 мм, максимум коефіцієнта втрат спостерігається при 0,005 Гц. При подальшому збільшенні частоти навантаження до 0,1 Гц коефіцієнт втрат стрімко зменшується. Треба зазначити, що в діапазоні (0,01–3) Гц частотні залежності коефіцієнта втрат майже співпадають за винятком амплітуди переміщення  $S_a = 3$  і 4 мм.

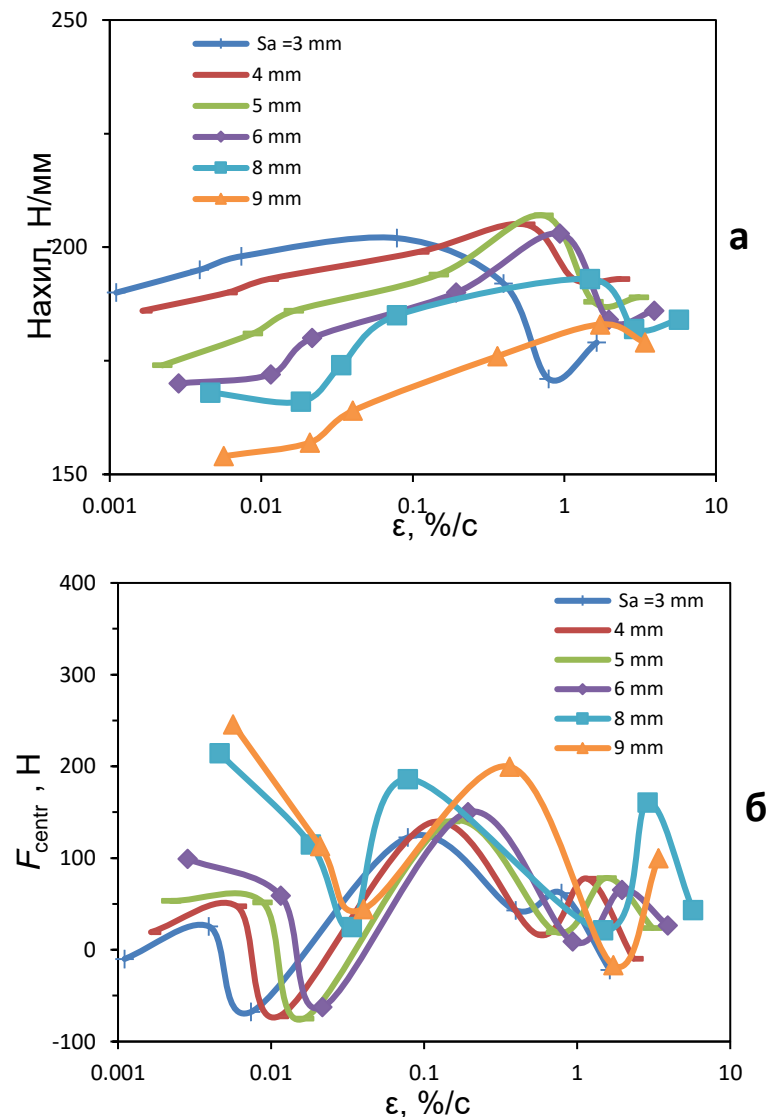


Рис. 7.21. Залежності жорсткості на ділянці прямої трансформації (а) та відновлювальної сили в кінці зворотної трансформації (б) від середньої швидкості деформації СПФ

Частотна залежність жорсткості пристрою майже пропорційна в діапазоні частот навантаження (0,001–0,5) Гц, що спричинено збільшенням модуля аустенітно-мартенситного перетворення нітинолу (Рис. 7.19 а). Стрімке зменшення жорсткості на ділянці прямої трансформації в інтервалі (0,5–1) Гц, може бути спричинене нагрівом дротин із СПФ.

Залежність відновлювальної сили в кінці зворотної трансформації від частоти навантаження наближена до квазіциклічної, з локальними максимумами при 0,001 Гц, 0,1 Гц, 1 Гц і 3 Гц не залежно від амплітуди переміщення осі демпфера (Рис. 7.19 б). Причому існує тенденція до зменшення розкиду відновлювальної сили за різної амплітуди переміщення від 256 Н до 39 Н із збільшенням частоти навантаження від 0,001 Гц до 3 Гц.

На Рис. 7.20 подано залежності енергії дисипації і коефіцієнта втрат відповідно від середньої швидкості деформації  $\dot{\epsilon}$  дротин СПФ, яку визначали як відношення розмаху деформації до половини періоду навантаження для даної частоти.

Як і передбачалося, характер зміни енергії дисипації і коефіцієнта втрат демпфувального пристрою від швидкості деформації подібний до відповідних залежностей вказаних параметрів від частоти навантаження.

Також проаналізовано, яким чином швидкість деформації дротин із СПФ впливає на жорсткість на ділянці прямої трансформації (Рис. 7.21 а) і відновлювальну силу в кінці зворотної трансформації (с).

Жорсткість пристрою збільшується із збільшенням середньої швидкості деформації дротин із СПФ від 0,0011%/с до (0,073–1,72)%/с залежно від амплітуди переміщення (Рис. 7.21 а).

Значення відновлювальної сили в кінці зворотної трансформації змінюється немонотонно від середньої швидкості деформації дротин із СПФ (Рис. 7.20). Хоча певна квазіциклічність залежностей і зберігається проте на відміну від частотної залежностей відновлювальної сили  $F_{centr}$  (Рис. 7.20 б), криві для різних амплітуд переміщення зсунуті вздовж осі абсцис.

## 7.6 Моделювання механічної поведінки підсиленої залізобетонної балки сплавом із пам'яттю форми

Одним із шляхів підвищення несучої здатності будівельних конструкцій та інженерних споруд є застосування будівельних матеріалів з підвищеними характеристиками міцності, гнучкості та здатністю розсіювати енергію від коливань. Особливо це стосується будівельних об'єктів, які знаходяться в сейсмічних районах і упродовж експлуатації можуть піддаватися динамічним навантаженням. У будівництві СПФ також розглядається, як альтернативне підсилення конструкцій чи їх окремих елементів які експлуатуються у сейсмічних зонах. Завдяки ефекту надпружності ці сплави здатні відновлюватися після прикладання значних деформацій (у деяких випадках, до 10%) при розвантаженні, які призводять до сталих залишкових деформацій у сталевому армуванні [240], [1, 240–242].

Методом скінчених елементів з використанням комплексу ANSYS змодельований напружено-деформований стан залізобетонної балки традиційної і залізобетонної балки на двох опорах із вставками стрижнів із надпружного сплаву з пам'яттю форми довжиною 120 мм за вигину рівномірно розподіленим навантаженням на центральній ділянці [199].

Обґрунтовано ефективність методу зменшення напруження у робочій арматурі, заміною ділянки, де напруження перевищують границю текучості матеріалу на вставку із надпружного сплаву з пам'яттю форми.

Для дослідження обрано балку із бетону C25/30 (Рис. 7.22). Характеристики конструкції: залізобетонна балка  $b = 80$  мм,  $h = 140$  мм,  $L = 1200$  мм; арматура A400C 2Ø12 мм; монтажна арматура A240C 2Ø6 мм.

Основні характеристики механічних властивостей елементів балки, які використовували для моделювання подані у табл. 7.5.

Варто зазначити, що значення умовної межі текучості і міцності нітинолу значно перевищують відповідні характеристики міцності сталеві арматури А

400С (Табл. 7.5). Показники міцності бетону та арматури відповідають ДБН В.2.6-98:2009 [243] та ДСТУ Б В.2.6-156:2010 [244].

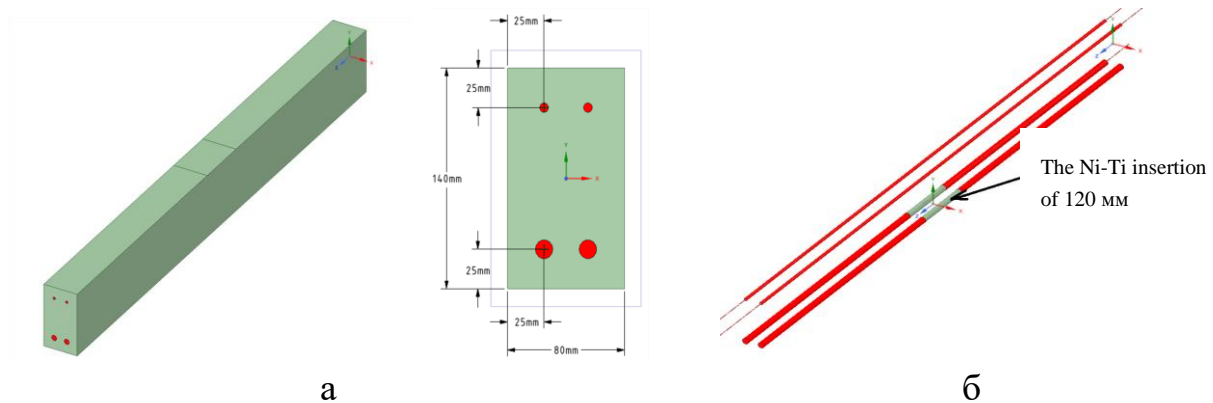


Рис. 7.22. Просторова модель залізобетонної балки: основний вигляд (а) та розташування вставки з NiTi сплаву (б)

Усі обчислення для вільно опертої на двох опорах балки (Рис. 7.23 а) виконанні для зусилля  $P = 9$  МПа, яке рівномірно розподілене на ділянці D з розмірами  $120 \times 80$  мм. Значення зусилля підібрано таким чином, щоб напруження у робочій арматурі А 400С перевищувало напруження текучості робочої арматури А 400С ( $\sigma_{t 0,2} = 365$  МПа). Для цього, залізобетону балку із робочою арматурою А 400С поступово навантажено до значення  $P = 20$  МПа (Рис. 7.24). Розподілене на ділянці D зусилля, симетричне відносно геометричного центру верхньої грані та спрямоване в напрямку -Y. Також врахована сила тяжіння, що діє на балку та спрямована в напрямку -Y.

**Таблиця 7.5**

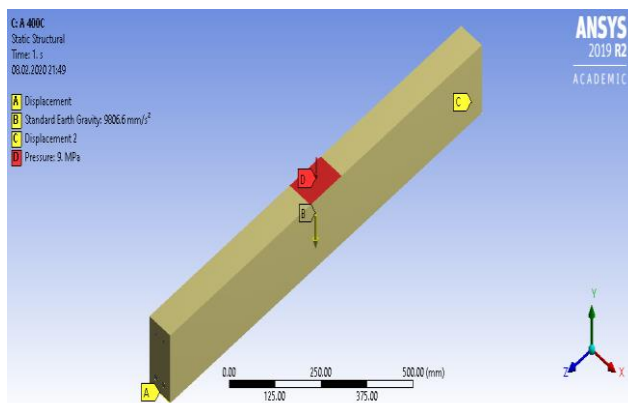
**Основні характеристики механічних властивостей елементів балки**

Елементи	$\sigma_{t 0,2}$ , МПа	$\sigma_{t \max}$ , МПа	$E$ , ГПа
А 400С	365	460	210
NiTi	450*	1200*	52,7*
Бетон С20/25	—	2,2	23

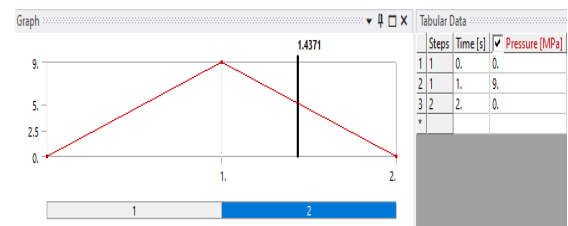
\*Характеристики механічних властивостей нітинолу визначали за деформування розтягом при температурі  $18^\circ\text{C}$  [180].

Тут  $\sigma_{t\ 0.2}$  – межа текучості матеріалу за розтягу (для Ni-Ti сплаву – напруженн початку прямого фазового перетворення);  $\sigma_{t\ max}$  – межа міцності матеріалу за розтягу;  $E$  – модуль пружності I-го роду (модуль Юнга) матеріалу (для Ni-Ti сплаву – модуль пружності аустеніту).

Напружено деформований стан змодельовано в середовищі ANSYS 2019 R2. Для розрахунку, усі тіла залізобетонної балки розділено на скінченні елементи. Розмір 3D елементів Solid 186 для робочої арматури дорівнював 12,5 мм, для монтажної арматури Solid 186 – 40 мм. Розмір елементів Solid 186 для тіла балки програмне забезпечення підбрало автоматично – 200 мм. В загальному, залізобетонна балка складалася із 22872 скінченних елементів та 4730 вузлів.



а



б

Рис. 7.23. Розрахункова схема балки: а) вільно опертий стан де А та С – місця обпирання балки; В – прикладання сили тяжіння ( $g = 9.8066 \text{ м/с}^2$ ) до центра маси конструкції; D – ділянка прикладання розподіленого зусилля  $P = 9 \text{ МПа}$ ; б) графік навантаження-розвантаження балки

Отримані результати чисельного моделювання напружено-деформованого стану представлені у табл. 7.6 та на Рис. 7.24.

Таблиця 7.6

**Значення переміщень, максимальних напружень і залишкових напружень  
отримані методом скінченних елементів**

Підсилюючий стержень	Максимальне переміщення, мм	$\varepsilon_{\max}$ , м/м	$\sigma_{\max}$ , МПа	$\varepsilon_{\text{res}}$ , м/м	$\sigma_{\text{res}}$ , МПа
А 400С	6,25	1,76e-3	370,25	3,66e-4	76,80
Вставка із СПФ	6,82	2,61e-3	377,63	2,16e-5	3,64

Аналізуючи отримані дані було зроблено наступні висновки:

Прогин балки із вставкою із СПФ за максимального навантаження перевищує на 9,2% прогин балки із робочою арматурою 400С. Максимальне еквівалентне відносне видовження зразка із вставкою СПФ на 47,8% більше, ніж у зразку без вставки. Це спричинено меншою жорсткістю СПФ у порівнянні із класичною арматурою. Значення максимального еквівалентного напруження у балці із вставкою з СПФ дорівнює напруженню у балці без вставки. Проте вставка з СПФ у робочу арматуру зменшує максимальні залишкові напруження на 4,7% проти балки із класичною арматурою. Методом скінчених елементів з використанням комплексу ANSYS змодельований напружено-деформований стан залізобетонної балки традиційної і залізобетонної балки на двох опорах із вставками стрижнів із надпружного сплаву з пам'яттю форми довжиною 120 мм за вигину рівномірно розподіленим навантаженням на центральній ділянці. Обґрунтовано ефективність методу зменшення напруження у робочій арматурі, заміною ділянки, де напруження перевищують границю текучості матеріалу на вставку із надпружного сплаву з пам'яттю форми. Вставки діаметром 12 мм із надпружного сплаву з пам'яттю форми у 16,9 разів зменшують максимальне залишкове еквівалентне відносне видовження робочої арматури порівняно із робочою арматурою 400С.

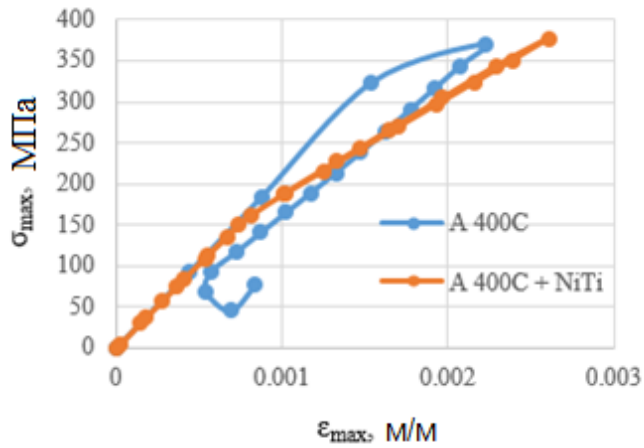


Рис. 7.24. Діаграма деформацій арматури

ного еквівалентного відносного видовження арматури із надпружного сплаву з пам'яттю форми при максимальному навантаженні.

За результатами моделювання напружено-деформованого стану виявлено збільшення на 9,2% прогину балки із вставкою із надпружного сплаву з пам'яттю форми порівняно з балкою із робочою арматурою 400С та збільшення на 47,8% максимального

**СПИСОК ВИКОРИСТАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ**

1. Van Humbeeck J. Non-medical applications of shape memory alloys // *Mater. Sci. Eng. A*. Elsevier, 1999. Vol. 273–275. P. 134–148.
2. Hartl D.J., Lagoudas D.C. Aerospace applications of shape memory alloys // *Proc. Inst. Mech. Eng. Part G J. Aerosp. Eng.* 2007. Vol. 221, № 4. P. 535–552.
3. Auricchio F., Boatti E., Conti M. SMA Biomedical Applications // *Shape Memory Alloy Engineering*. 2015. 307–341 p.
4. Friswell M. A review on shape memory alloys with applications to morphing aircraft // *Smart Mater. Struct.* / ed. Friswell M.I. 2014. Vol. 23, № 6. P. 63001.
5. Ma Y. et al. Tuning the vibration of a rotor with shape memory alloy metal rubber supports // *J. Sound Vib.* Academic Press, 2015. Vol. 351. P. 1–16.
6. Mohd Jani J. et al. A review of shape memory alloy research, applications and opportunities // *Mater. Des.* Elsevier Ltd, 2014. Vol. 56. P. 1078–1113.
7. Wang Q., Wu N. A review on structural enhancement and repair using piezoelectric materials and shape memory alloys // *Smart Mater. Struct.* 2012. Vol. 21, № 1. P. 13001.
8. Yan X. et al. A one-stage, high-load capacity separation actuator using anti-friction rollers and redundant shape memory alloy wires // *Rev. Sci. Instrum.* 2015. Vol. 86, № 12. P. 125005.
9. Yasniy P. et al. Calculation of constructive parameters of SMA damper // *Sci. J. TNTU*. 2017. Vol. 88, № 4. P. 7–15.
10. Calkins F.T., Mabe J.H., Butler G.W. Boeing's variable geometry chevron: morphing aerospace structures for jet noise reduction // *Smart Struct. Mater. Proc. SPIE*. 2006. Vol. 6171. P. 199–210.
11. Menna C., Auricchio F., Asprone D. Applications of shape memory alloys in structural engineering // *Shape Memory Alloy Engineering*. 2015. 369–403 p.
12. Pandis N., Bourauel C.P. Nickel-Titanium (NiTi) Arch Wires: The Clinical Significance of Super Elasticity // *Semin. Orthod.* W.B. Saunders, 2010. Vol. 16, № 4. P. 249–257.



13. KM S., AC. F. Anodic polarization behavior of Ti-Ni and Ti-6Al-4V in simulated physiological solutions // *J. Dent. Res.* 1980. Vol. 59, № 10. P. 150–1595.
14. K. O., C.M. W. *Shape Memory Materials*. Cambridge, Mass, USA: Cambridge University Press, 1998. 300 p.
15. Oshida Y. et al. *Biological and Chemical Evaluation of TiNi Alloys // Martensitic Transformations*. Trans Tech Publications, 1991. Vol. 56. P. 705–710.
16. Shabalovskaya S.A. Physicochemical and biological aspects of Nitinol as a biomaterial // *Int. Mater. Rev.* Taylor & Francis, 2001. Vol. 46, № 5. P. 233–250.
17. Lekston Z., Drugacz J., Morawiec H. Application of superelastic NiTi wires for mandibular distraction // *Mater. Sci. Eng. A.* Elsevier, 2004. Vol. 378, № 1–2. P. 537–541.
18. Rondelli G. Corrosion resistance tests on NiTi shape memory alloy // *Biomaterials*. 1996. Vol. 17. P. 2003–2008.
19. Rondelli G., Vicentini B. Localized corrosion behavior in simulated human body fluids of commercial Ni-Ti orthodontic wires // *Biomaterials*. 1999. Vol. 20. P. 785–792.
20. Yokoyama K. et al. Degradation and fracture of Ni–Ti superelastic wire in an oral cavity // *Biomaterials*. Elsevier, 2001. Vol. 22, № 16. P. 2257–2262.
21. Yokoyama K. et al. Fracture of nickel–titanium superelastic alloy in sodium hypochlorite solution // *Mater. Sci. Eng. A.* Elsevier, 2004. Vol. 369, № 1–2. P. 43–48.
22. Cheng Y., Cai W., Zhao L.C. Effects of Cl<sup>-</sup> ion concentration and pH on the corrosion properties of NiTi alloy in NaCl solution // *J. Mater. Sci. Lett.* 2003. Vol. 22, № 3. P. 239–240.
23. Huang H.-H. et al. Ion release from NiTi orthodontic wires in artificial saliva with various acidities // *Biomaterials*. Elsevier, 2003. Vol. 24, № 20. P. 3585–3592.
24. Wang J. et al. Stress corrosion cracking of NiTi in artificial saliva // *Dent. Mater.* Elsevier, 2007. Vol. 23, № 2. P. 133–137.

25. Yokoyama K. et al. Hydrogen embrittlement of Ni-Ti superelastic alloy in fluoride solution // *J. Biomed. Mater. Res.* Wiley Subscription Services, Inc., A Wiley Company, 2003. Vol. 65. P. 182–187.
26. Yokoyama K. et al. Delayed fracture of Ni-Ti superelastic alloys in acidic and neutral fluoride solutions // *J. Biomed. Mater. Res.* Wiley Subscription Services, Inc., A Wiley Company, 2004. Vol. 69A. P. 105–113.
27. Yokoyama K. et al. Hydrogen embrittlement of work-hardened Ni–Ti alloy in fluoride solutions // *Biomaterials.* Elsevier, 2005. Vol. 26, № 1. P. 101–108.
28. Lee J.H. et al. Thermomechanical study of Ni-Ti alloys // *J. Biomed. Mater. Res.* John Wiley & Sons, Inc., 1988. Vol. 22, № 6. P. 573–588.
29. Nikolai R.J. Orthodontic wire: a continuing evolution // *Semin. Orthod.* 1997. Vol. 3. P. 157–165.
30. Morgan N.B. Medical shape memory alloy applications - The market and its products // *Mater. Sci. Eng. A.* 2004. Vol. 378, № 1-2 SPEC. ISS. P. 16–23.
31. Ozbulut O.E., Hurlebaus S., Desroches R. Seismic response control using shape memory alloys: A review // *J. Intell. Mater. Syst. Struct.* 2011. Vol. 22, № 14. P. 1531–1549.
32. Torra V. et al. The SMA: An Effective Damper in Civil Engineering that Smooths Oscillations // *Mater. Sci. Forum.* 2012. Vol. 706–709, № July 2015. P. 2020–2025.
33. Isalgue A. et al. SMA for Dampers in Civil Engineering // *Mater. Trans.* 2006. Vol. 47, № 3. P. 682–690.
34. Eggeler G. et al. Structural and functional fatigue of NiTi shape memory alloys // *Mater. Sci. Eng. A.* 2004. Vol. 378, № 1-2 SPEC. ISS. P. 24–33.
35. Yang J.H., Wayman C.M. Self-accommodation and shape memory mechanism of  $\epsilon$ -martensite—I. Experimental observations // *Mater. Charact.* Elsevier, 1992. Vol. 28, № 1. P. 23–35.
36. Ren X. et al. A comparative study of elastic constants of Ti–Ni-based alloys prior to martensitic transformation // *Mater. Sci. Eng. A.* Elsevier, 2001. Vol. 312, № 1–2. P. 196–206.

37. Yang J.H., Wayman C.M. Self-accomodation and shape memory mechanism of  $\epsilon$ -martensite – II. Theoretical considerations // *Mater. Charact.* Elsevier, 1992. Vol. 28, № 1. P. 37–47.
38. Uehara T., Tamai T. An Atomistic Study on Shape-Memory Effect by Shear Deformation and Phase Transformation // *Mech. Adv. Mater. Struct.* Taylor & Francis, 2006. Vol. 13, № 2. P. 197–204.
39. Wang F.E., Pickart S.J., Alperin H.A. Mechanism of the TiNi martensitic transformation and the crystal structures of TiNi-II and TiNi-III phases // *J. Appl. Phys.* 1972. Vol. 43, № 1. P. 97–112.
40. Thompson S.A. An overview of nickel-titanium alloys used in dentistry // *Int. Endod. J.* Blackwell Science Ltd, 2000. Vol. 33, № 4. P. 297–310.
41. Fernandes D.J. et al. Understanding the Shape-Memory Alloys Used in Orthodontics // *ISRN Dent. International Scholarly Research Network*, 2011. Vol. 2011. P. 132408.
42. Saburi T., Yoshida M., Nenno S. Deformation behavior of shape memory TiNi alloy crystals // *Scr. Metall.* Pergamon, 1984. Vol. 18, № 4. P. 363–366.
43. Otsuka K. et al. Superelasticity effects and stress-induced martensitic transformations in CuAlNi alloys // *Acta Metall.* 1976. Vol. 24, № 3. P. 207–226.
44. <https://worldofmaterials.ru/spravochnik/special-materials/138-splavy-s-effektom-pamyati> [Electronic resource].
45. Miller D.A., Lagoudas D.C. Thermomechanical characterization of NiTiCu and NiTi SMA actuators: influence of plastic strains // *Smart Mater. Struct.* 2000. Vol. 9, № 5. P. 640.
46. Maletta C. et al. Fatigue properties of a pseudoelastic NiTi alloy: Strain ratcheting and hysteresis under cyclic tensile loading // *Int. J. Fatigue.* Elsevier, 2014. Vol. 66. P. 78–85.
47. Li Y.F. et al. Thermo-mechanical cyclic transformation behavior of Ti–Ni shape memory alloy wire // *Mater. Sci. Eng. A.* Elsevier, 2009. Vol. 509, № 1–2. P. 8–13.
48. Scirè Mammano G., Dragoni E. Functional fatigue of Ni–Ti shape memory wires under various loading conditions // *Int. J. Fatigue.* Elsevier, 2014. Vol. 69. P. 71–83.

49. Fischer F.D. et al. Transformation induced plasticity revised an updated formulation // *Int. J. Solids Struct.* Pergamon, 1998. Vol. 35, № 18. P. 2209–2227.
50. Miyazaki S. et al. Effect of cyclic deformation on the pseudoelasticity characteristics of Ti-Ni alloys // *Metall. Trans. A.* Springer-Verlag, 1986. Vol. 17, № 1. P. 115–120.
51. Matsumoto H. Effects of thermal cycling and annealing on the martensitic transformation of cold-rolled Ni<sub>48</sub>Ti<sub>52</sub> alloy // *Mater. Lett.* North-Holland, 1991. Vol. 11, № 1–2. P. 40–42.
52. Filip P., Mazanec K. Influence of work hardening and heat treatment on the substructure and deformation behaviour of TiNi shape memory alloys // *Scr. Metall. Mater.* Pergamon, 1995. Vol. 32, № 9. P. 1375–1380.
53. Kimiecik M., Jones J.W., Daly S. The effect of microstructure on stress-induced martensitic transformation under cyclic loading in the SMA Nickel-Titanium // *J. Mech. Phys. Solids.* Elsevier, 2016. Vol. 89. P. 16–30.
54. Bhattacharya K. *Microstructure of martensite : why it forms and how it gives rise to the shape-memory effect.* Oxford University Press, 2003. 288 p.
55. Miyazaki S. et al. Shape memory effect and pseudoelasticity in a TiNi single crystal // *Scr. Metall.* Pergamon, 1983. Vol. 17, № 9. P. 1057–1062.
56. Bhattacharya K., Kohn R.V. Symmetry, texture and the recoverable strain of shape-memory polycrystals // *Acta Mater.* Pergamon, 1996. Vol. 44, № 2. P. 529–542.
57. Hane K.F., Shield T.W. Microstructure in the cubic to monoclinic transition in titanium–nickel shape memory alloys // *Acta Mater.* Pergamon, 1999. Vol. 47, № 9. P. 2603–2617.
58. Matsumoto O. et al. Crystallography of martensitic transformation in Ti□Ni single crystals // *Acta Metall.* Pergamon, 1987. Vol. 35, № 8. P. 2137–2144.
59. Eggeler G. et al. Structural and functional fatigue of NiTi shape memory alloys // *Mater. Sci. Eng. A.* Elsevier, 2004. Vol. 378, № 1–2. P. 24–33.
60. Kang G. Advances in transformation ratcheting and ratcheting-fatigue interaction of NiTi shape memory alloy // *Acta Mech. Solida Sin.* Elsevier, 2013. Vol. 26, № 3. P. 221–236.

61. Kang G. et al. Ratchetting deformation of super-elastic and shape-memory NiTi alloys // *Mech. Mater.* Elsevier, 2009. Vol. 41, № 2. P. 139–153.
62. Kim K., Daly S. Martensite Strain Memory in the Shape Memory Alloy Nickel-Titanium Under Mechanical Cycling // *Exp. Mech.* 2011. Vol. 51, № 4. P. 641–652.
63. Kumar P.K. et al. The influence of stress and temperature on the residual strain generated during pseudoelastic cycling of NiTi SMA wires / ed. Ounaies Z., Seelecke S.S. 2011. P. 79781E.
64. Norfleet D.M. et al. Transformation-induced plasticity during pseudoelastic deformation in Ni–Ti microcrystals // *Acta Mater.* Pergamon, 2009. Vol. 57, № 12. P. 3549–3561.
65. Pelton A.R. Nitinol Fatigue: A Review of Microstructures and Mechanisms // *J. Mater. Eng. Perform.* 2011. Vol. 20, № 4. P. 613–617.
66. Richards A.W., Lebensohn R.A., Bhattacharya K. Interplay of martensitic phase transformation and plastic slip in polycrystals // *Acta Mater.* Pergamon, 2013. Vol. 61, № 12. P. 4384–4397.
67. Yamamoto H. et al. Fatigue properties of NiTi shape-memory alloy thin plates / ed. Goulbourne N.C., Naguib H.E. 2013. P. 86890S.
68. Pelton A.R. et al. Fatigue and durability of Nitinol stents // *J. Mech. Behav. Biomed. Mater.* 2008. Vol. 1, № 2. P. 153–164.
69. Robertson S.W., Pelton A.R., Ritchie R.O. Mechanical fatigue and fracture of Nitinol // *Int. Mater. Rev.* 2012. Vol. 57, № 1. P. 1–37.
70. Stebner A.P. et al. Micromechanical quantification of elastic, twinning, and slip strain partitioning exhibited by polycrystalline, monoclinic nickel–titanium during large uniaxial deformations measured via in-situ neutron diffraction // *J. Mech. Phys. Solids.* Pergamon, 2013. Vol. 61, № 11. P. 2302–2330.
71. Desroches R. et al. Cyclic Properties of Superelastic Shape Memory Alloy Wires and Bars. 2004. Vol. 130, № 1. P. 38–46.
72. Ortin J., Delaey L. Hysteresis in shape-memory alloys // *Int. J. Non. Linear. Mech.* Pergamon, 2002. Vol. 37, № 8. P. 1275–1281.

73. Rao A., Ruimi A., Srinivasa A.R. Internal loops in superelastic shape memory alloy wires under torsion – Experiments and simulations/predictions // *Int. J. Solids Struct.* Pergamon, 2014. Vol. 51, № 25–26. P. 4554–4571.
74. Frick C.P. et al. On the plasticity of small-scale nickel–titanium shape memory alloys // *Scr. Mater.* Pergamon, 2010. Vol. 62, № 7. P. 492–495.
75. Pfetzinger-Micklich J. et al. Orientation dependence of stress-induced phase transformation and dislocation plasticity in NiTi shape memory alloys on the micro scale // *Mater. Sci. Eng. A.* Elsevier, 2012. Vol. 538. P. 265–271.
76. Bowers M.L. et al. Characterization and modeling of defects generated in pseudoelastically deformed NiTi microcrystals // *Scr. Mater.* Pergamon, 2014. Vol. 78–79. P. 69–72.
77. Song Y. et al. Enhanced reversibility and unusual microstructure of a phase-transforming material // *Nature.* Nature Publishing Group, a division of Macmillan Publishers Limited., 2013. Vol. 502. P. 85–88.
78. Madangopal K. The self accommodating martensitic microstructure of NiTi shape memory alloys // *Acta Mater.* Pergamon, 1997. Vol. 45, № 12. P. 5347–5365.
79. Miyazaki S. et al. The habit plane and transformation strains associated with the martensitic transformation in Ti-Ni single crystals // *Scr. Metall.* Pergamon, 1984. Vol. 18, № 9. P. 883–888.
80. Miyazaki S., Otsuka K., Wayman C.M. The shape memory mechanism associated with the martensitic transformation in TiNi alloys-I. Self-accommodation // *Acta Metall.* Pergamon, 1989. Vol. 37, № 7. P. 1873–1884.
81. Miyazaki S., Otsuka K., Wayman C.M. The shape memory mechanism associated with the martensitic transformation in TiNi alloys—II. Variant coalescence and shape recovery // *Acta Metall.* Pergamon, 1989. Vol. 37, № 7. P. 1885–1890.
82. Chen X. et al. Study of the cofactor conditions: Conditions of supercompatibility between phases // *J. Mech. Phys. Solids.* Pergamon, 2013. Vol. 61, № 12. P. 2566–2587.

83. Delville R. et al. Transmission electron microscopy study of phase compatibility in low hysteresis shape memory alloys // *Philos. Mag.* Taylor & Francis, 2010. Vol. 90, № 1–4. P. 177–195.
84. Shi H. et al. Microstructural dependence on middle eigenvalue in Ti–Ni–Au // *J. Alloys Compd.* Elsevier, 2014. Vol. 582. P. 703–707.
85. Андрейків О.Є., Гембара О.В. Механіка руйнування та довговічність металевих матеріалів у водневмісних середовищах. Київ: Наук. думка, 2008. 420 p.
86. Dmytrakh I., Leshchak R., Syrotyuk A. Effect of environmental composition on fatigue crack growth and hydrogen permeation in carbon pipeline steel // *Lecture Notes in Civil Engineering.* Springer, 2021. Vol. 102. P. 145–159.
87. Student O.Z. et al. Effect of high-temperature degradation of heat-resistant steel on the mechanical and fractographic characteristics of fatigue crack growth // *Mater. Sci.* 1999. Vol. 35, № 4. P. 499–508.
88. Lobanov L.M., Makhnenko V. ., Poznyakov V.D. Effect of diffusive hydrogen and residual stresses on cold cracking in welding of low-Alloy high-strength steels // 18TH EUROPEAN CONFERENCE ON FRACTURE: FRACTURE OF MATERIALS AND STRUCTURES FROM MICRO TO MACRO SCALE . ECF 2010. Dresden, 2010.
89. Runciman A. et al. Effects of hydrogen on the phases and transition temperatures of NiTi // *Proc. of int. conf. on Shape Memory and Superelastic Technologies* / ed. Berg B., Mitchell M.R., Proft J. California, USA: Pacific Grove, 2006. P. 185–196.
90. Effects of Hydrogen in TiNi // *Proc. of int. conf. on Shape memory and superelastic technologies* / ed. Pelton A.R., Al. E. California, USA: Pacific Grove, 1997. P. 395–400.
91. Asaoka T., Saito H., Ishida Y. No Title // *Proc. of International Conference on Martensitic Transformations.* 1993. P. 1003–1008.
92. Asaoka T. Effect of Hydrogen on the Shape Memory Properties of Ni-Ti-Cu // *Proc. of the First Int. Conf. on Shape memory and superelastic technologies* / ed. Pelton A.R. – Pacific Grove, CA: International Organization on SMST, 1994. P. 79–84.

93. Asaoka T. Superelastic Properties of Ti-Ni-Cu Alloy Under Mild Hydrogen Absorbing Condition // *J. Phys. IV*. 1995. Vol. C8. P. 723–728.
94. Buchner H. et al. Säufterer Wasserstoff in intermetallischen Phasen am Beispiel des Systems Titan-Nickel-Wasserstoff // *Metallkunde*. 1972. Vol. 63. P. 497–500.
95. Pelton A.R. Structural and diffusional effects of hydrogen in TiNi // *Proc. of Int. Conf. on Shape memory and superelastic technologies* / ed. Pelton A.R. Pacific Grove, CA: International Organization on SMST, 2003. P. 33–42.
96. Schmidt R. et al. Hydrogen solubility and diffusion in the shape-memory alloy NiTi // *J. Phys. Condens. Matter*. 1989. Vol. 1, № 14. P. 2473–2482.
97. Ogawa T. et al. Hydrogen embrittlement behavior of Ni-Ti shape memory alloy with different microstructures in acidic fluoride solution // *Int. J. Mech. Mater. Eng.* 2015. Vol. 10, № 1. P. 12.
98. Yokoyama K. et al. Susceptibility to delayed fracture of Ni–Ti superelastic alloy // *Mater. Sci. Eng. A*. Elsevier, 2003. Vol. 341, № 1–2. P. 91–97.
99. Yokoyama K. et al. Fracture associated with hydrogen absorption of sustained tensile-loaded titanium in acid and neutral fluoride solutions // *J. Biomed. Mater. Res.* Wiley Subscription Services, Inc., A Wiley Company, 2004. Vol. 68A, № 1. P. 150–158.
100. Yokoyama K. et al. Susceptibility to delayed fracture of alpha–beta titanium alloy in fluoride solutions // *Corros. Sci.* Pergamon, 2005. Vol. 47, № 7. P. 1778–1793.
101. Yokoyama K., Tomita M., Sakai J. Hydrogen embrittlement behavior induced by dynamic martensite transformation of Ni–Ti superelastic alloy // *Acta Mater.* Pergamon, 2009. Vol. 57, № 6. P. 1875–1885.
102. Kaneko K. et al. Delayed fracture of beta titanium orthodontic wire in fluoride aqueous solutions // *Biomaterials*. Elsevier, 2003. Vol. 24, № 12. P. 2113–2120.
103. Yokoyama K. et al. Effect of constituent phase of Ni–Ti shape memory alloy on susceptibility to hydrogen embrittlement // *Mater. Sci. Eng. A*. Elsevier, 2004. Vol. 374, № 1–2. P. 177–183.



104. Yokoyama K. et al. Degradation of tensile strength of Ni–Ti superelastic alloy due to hydrogen absorption in methanol solution containing hydrochloric acid // *Mater. Sci. Eng. A. Elsevier*, 2003. Vol. 360, № 1–2. P. 153–159.
105. Yokoyama K., Nagaoka A., Sakai J. Effects of the Hydrogen Absorption Conditions on the Hydrogen Embrittlement Behavior of Ni–Ti Superelastic Alloy // *ISIJ Int.* 2012. Vol. 52, № 2. P. 255–262.
106. Ogawa T. et al. Hydrogen embrittlement of Ni–Ti superelastic alloy in ethanol solution containing hydrochloric acid // *Mater. Sci. Eng. A. Elsevier*, 2005. Vol. 393, № 1–2. P. 239–246.
107. Ogawa T. et al. Effects of moisture and dissolved oxygen in methanol and ethanol solutions containing hydrochloric acid on hydrogen absorption and desorption behaviors of Ni–Ti superelastic alloy // *Mater. Sci. Eng. A. Elsevier*, 2006. Vol. 422, № 1–2. P. 218–226.
108. Yokoyama K. et al. Hydrogen embrittlement of Ni–Ti superelastic alloy aged at room temperature after hydrogen charging // *Mater. Sci. Eng. A. Elsevier*, 2007. Vol. 466, № 1–2. P. 106–113.
109. Moitra A., Solanki K.N., Horstemeyer M.F. The location of atomic hydrogen in NiTi alloy: A first principles study // *Comput. Mater. Sci. Elsevier*, 2011. Vol. 50, № 3. P. 820–823.
110. Lachiguer A. et al. Modeling of hydrogen effect on the superelastic behavior of Ni-Ti shape memory alloy wires // *Smart Mater. Struct.* 2016. Vol. 25, № 11. P. 115047.
111. Gamaoun F. et al. Effect of hydrogen on the tensile strength of aged Ni–Ti superelastic alloy // *J. Intell. Mater. Syst. Struct. SAGE Publications Ltd STM*, 2011. Vol. 22, № 17. P. 2053–2059.
112. Letaief W.E., Hassine T., Gamaoun F. Effect of Hydrogen on the Stress Relaxation of Aged NiTi Shape Memory Alloys // *Acta Phys. Pol. A.* 2016. Vol. 129, № 4. P. 714–716.

113. Yokoyama K. et al. Strong interactions between hydrogen in solid solution and stress-induced martensite transformation of Ni–Ti superelastic alloy // *Philos. Mag. Lett.* Taylor & Francis, 2017. Vol. 97, № 1. P. 11–18.
114. Predki W., Klönne M., Knopik A. Cyclic torsional loading of pseudoelastic NiTi shape memory alloys: Damping and fatigue failure // *Mater. Sci. Eng. A.* 2006. Vol. 417, № 1–2. P. 182–189.
115. Gloanec A.L. et al. Fatigue crack initiation and propagation of a TiNi shape memory alloy // *Scr. Mater. Acta Materialia Inc.*, 2010. Vol. 62, № 10. P. 786–789.
116. Kan Q. et al. Experimental observations on rate-dependent cyclic deformation of super-elastic NiTi shape memory alloy // *Mech. Mater.* Elsevier, 2016. Vol. 97. P. 48–58.
117. Pan Q., Cho C. Damping property of shape memory alloys // *Metal.* 2008. P. 1–5.
118. Miyazaki S. et al. Fatigue life of Ti–50 at.% Ni and Ti–40Ni–10Cu (at.%) shape memory alloy wires // *Mater. Sci. Eng. A.* 1999. Vol. 273–275. P. 658–663.
119. Qiang P., Cho C. The Investigation of a Shape Memory Alloy Micro-Damper for MEMS Applications // *Sensors.* 2007. Vol. 7. P. 1887–1900.
120. Araya R. et al. Temperature and grain size effects on the behavior of CuAlBe SMA wires under cyclic loading. 2008. Vol. A496. P. 209–213.
121. Saleeb A.F., Padula S.A., Kumar A. A multi-axial, multimechanism based constitutive model for the comprehensive representation of the evolutionary response of SMAs under general thermomechanical loading conditions // *Int. J. Plast.* 2011.
122. Shuang W. et al. Constitutive Modelling for Restrained Recovery of Shape Memory Alloys Based on Artificial Neural Network // *NeuroQuantology.* 2018. Vol. 16, № 5. P. 806–813.
123. Matsui R. et al. Influence of Strain Ratio on Bending Fatigue Life and Fatigue Crack Growth in TiNi Shape-Memory Alloy Thin Wires // *Mater. Trans.* 2006. Vol. 47, № 3. P. 759–765.

124. Boccione M. et al. Application of martensitic SMA alloys as passive dampers of GFRP laminated composites // *Frat. ed Integrita Strutt.* 2012. Vol. 23. P. 34–46.
125. Kashin O.A. et al. Dimensional stability of coarse-grained and submicrocrystalline TiNi shape memory alloy for medical use under quasistatic and cyclic bending // *Procedia Struct. Integr.* 2016. Vol. 2. P. 1514–1521.
126. Scirè Mammano G., Dragoni E. Functional fatigue of NiTi shape memory wires for a range of end loadings and constraints // *Frat. ed Integrita Strutt.* 2012. Vol. 7, № 23. P. 25–33.
127. Casciati F., Casciati S., Faravelli L. Fatigue characterization of a Cu-based shape memory alloy // *Proc. Est. Acad. Sci. – Phys. Math.* 2007. Vol. 56, № 2. P. 207–217.
128. Kim Y. Fatigue Properties of the Ti-Ni Base Shape Memory Alloy Wire // *Mater. Trans.* 2002. Vol. 43, № 7. P. 1703–1706.
129. Kang G., Song D. Review on structural fatigue of NiTi shape memory alloys: Pure mechanical and thermo-mechanical ones // *Theor. Appl. Mech. Lett.* 2015. Vol. 5, № 6. P. 245–254.
130. Matsui R. et al. Tensile Deformation and Rotating-Bending Fatigue Properties of a Highelastic Thin Wire, a Superelastic Thin Wire, and a Superelastic Thin Tube of NiTi Alloys // *J. Eng. Mater. Technol.* 2004. Vol. 126, № 4. P. 384–391.
131. Eggeler G. et al. Structural and functional fatigue of NiTi shape memory alloys // *Mater. Sci. Eng. A. Elsevier*, 2004. Vol. 378, № 1–2. P. 24–33.
132. Kang G. et al. Whole-life transformation ratchetting and fatigue of super-elastic NiTi Alloy under uniaxial stress-controlled cyclic loading // *Mater. Sci. Eng. A. Elsevier*, 2012. Vol. 535. P. 228–234.
133. Iasnii V. et al. Experimental study of pseudoelastic NiTi alloy under cyclic loading // *Sci. J. TNTU.* 2018. Vol. 92, № 4. P. 7–12.
134. Piedboeuf M.C., Gauvin R. Damping behaviour of shape memory alloys: strain amplitude, frequency and temperature effects // *J. Sound Vib.* 1998. Vol. 214. P. 885–901.

135. Auricchio F., Marfia S., Sacco E. Modelling of SMA materials: training and two way memory effect. // *Comput. Struct.* 2003. Vol. 81. P. 2301–2317.
136. Abeyaratne R., Kim S.-J. Cyclic effects in shape-memory alloys: a one-dimensional continuum model // *Int. J. Solids Struct.* Pergamon, 1997. Vol. 34, № 25. P. 3273–3289.
137. Tanaka K. et al. Phenomenological analysis on subloops and cyclic behavior in shape memory alloys under mechanical and/or thermal loads // *Mech. Mater.* Elsevier, 1995. Vol. 19, № 4. P. 281–292.
138. Moumni Z., Zaki W., Maitournam H. Cyclic Behavior and Energy Approach to the Fatigue of Shape Memory Alloys // *J. Mech. Mater. Struct.* 2009. Vol. 4, № 2. P. 395–411.
139. Song D. et al. Damage-based life prediction model for uniaxial low-cycle stress fatigue of super-elastic NiTi shape memory alloy microtubes // *Smart Mater. Struct.* 2015. Vol. 24, № 8. P. 085007.
140. Gerber W. Bestimmung der zulässigen eisen construcionen. *Z. Bayer Arch. Ing Ver.* // *Z. Bayer Arch. Ing Ver.* 1874. Vol. 6. P. 101–110.
141. Goodman J. *Mechanics applied to engineering.* 9th ed. London : Longmans, Green, 1930.
142. Soderberg C.R. APM-52–2 // *ASME Trans.* 1930. P. 13–28.
143. Morrow J. Fatigue properties of metals, section 3.2 // *Fatigue Design Handbook.* Warrendale, PA: No. AE-4. SAE, 1968.
144. Smith, K.N., Watson, P. and Topper T.H. A stress-strain function for the fatigue of materials // *J. Mater.* 1970. № 5. P. 767–778.
145. Coffin Jr. L.F. A study of the effects of cyclic thermal stresses on a ductile metal // *Trans. ASME.* 1954. Vol. 76. P. 931–950.
146. Manson S.S. NACA TN-2933 “Behavior of materials under conditions of thermal stress”. National Advisory Committee for Aeronautics. 1953.
147. Socie D.F., Morrow J.D. Review of contemporary approaches to fatigue damage analysis. In: *Risk and Failure Analysis for Improved Performance and Reliability / ed. Weiss J.J.B.& V.* New York: Plenum Publication Corp., 1980. P. 141–194.

148. Koh S.K., Stephens R.I. Mean stress effects on low cycle fatigue for a high strength steel // *Fatigue Fract. Eng. Mater.Struct.* 1991. Vol. 14. P. 413–428.
149. Ince A., Glinka G. A modification of Morrow and Smith-Watson-Topper mean stress correction models // *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* 2011. Vol. 34, № 11. P. 854–867.
150. Moumni Z., Van Herpen A., Riberty P. Fatigue analysis of shape memory alloys: energy approach // *Smart Mater. Struct.* 2005. Vol. 14. P. S287–S292.
151. Song D. et al. Experimental observations on uniaxial whole-life transformation ratchetting and low-cycle stress fatigue of super-elastic NiTi shape memory alloy micro-tubes // *Smart Mater. Struct.* 2015. Vol. 24, № 7. P. 075004.
152. Runciman A. et al. An equivalent strain/Coffin–Manson approach to multiaxial fatigue and life prediction in superelastic Nitinol medical devices // *Biomaterials.* 2011. Vol. 32, № 22. P. 4987–4993.
153. Runciman A. et al. An equivalent strain/Coffin-Manson approach to multiaxial fatigue and life prediction in superelastic Nitinol medical devices // *Biomaterials.* 2011.
154. Mahtabi M.J., Shamsaei N. A modified energy-based approach for fatigue life prediction of superelastic NiTi in presence of tensile mean strain and stress // *Int. J. Mech. Sci.* 2016. Vol. 117. P. 321–333.
155. Soul H., Yawny A. Effect of Variable Amplitude Blocks' Ordering on the Functional Fatigue of Superelastic NiTi Wires // *Shape Mem. Superelasticity.* Springer International Publishing, 2017. Vol. 3, № 4. P. 431–442.
156. Perry K., And A.T.-F. and F.M.M.M., 2013 U. Fatigue crack initiation in superelastic nitinol // [astm.org](http://astm.org).
157. Gupta S. et al. High compressive pre-strains reduce the bending fatigue life of nitinol wire // *J. Mech. Behav. Biomed. Mater.* 2015. Vol. 44. P. 96–108.
158. Cheung G.S.P., Darvell B.W. Fatigue testing of a NiTi rotary instrument. Part 2: fractographic analysis // *Int. Endod. J.* 2007. Vol. 40, № 8. P. 619–625.

159. Holtz R.L., Sadananda K., Imam M.A. Fatigue thresholds of Ni-Ti alloy near the shape memory transition temperature // *Int. J. Fatigue*. Elsevier, 1999. Vol. 21. P. S137–S145.
160. Amin-Ahmadi B., Noebe R.D., Stebner A.P. Crack propagation mechanisms of an aged nickel-titanium-hafnium shape memory alloy // *Scr. Mater.* 2019. Vol. 159. P. 85–88.
161. Perry K.E., Teiche A. Fatigue Crack Initiation in Superelastic Nitinol // *Fatigue and Fracture Metallic Medical Materials and Devices*. 100 Barr Harbor Drive, PO Box C700, West Conshohocken, PA 19428-2959: ASTM International, 2013. P. 35–52.
162. Sawaguchi T.A. et al. Crack initiation and propagation in 50.9 at. pct Ni-Ti pseudoelastic shape-memory wires in bending-rotation fatigue // *Metall. Mater. Trans. A*. 2003. Vol. 34, № 12. P. 2847–2860.
163. Perry K.E. et al. Measurements of Fracture Initiation and Crack Growth in Superelastic Nitinol // *J. ASTM Int.* 2009.
164. Ромвари П., Тоот Л., Надь Д. Аналіз закономірностей поширення втомних тріщин в металах // *Проблеми прочності*. 1980. № 12. P. 18–28.
165. Панасюк В.В., Андрейкив А.Е., Партон В.З. Основы механики разрушения материалов. Киев: Наук. думка, 1988. 488 p.
166. Maksymovych O. V. CALCULATION OF TRAJECTORY AND SPEED OF GROWTH OF CURVILINEAR FATIGUE CRACKS IN THE PIECE-HOMOGENEOUS PLATE. // *Nauk. visti NTUU - KPI*. 2009. № 6. P. 104–110.
167. H Pokhmurska, O Maksymovych, A Dzyubyk L.D. Calculation of trajectories and the rate of growth of curvilinear fatigue cracks in isotropic and composite plates IOP Conference Series: Materials Science and Engineering // *IOP Conf. Ser. Mater. Sci. Eng.* 2018. Vol. 373, № 1. P. 12–24.
168. Sih G.C. Strain energy-density factor applied to mixed mode crack problems // *Int. J. Fract.* 1974. Vol. 10, № 3. P. 305–321.

169. Максимович Я., Шваб'юк В. Розрахунок криволінійних і ламаних траєкторій квазістатичного підростання тріщин в пластинках // Наукові нотатки Міжвузівський збірник (за напрямом "Інженерна механіка"). 2004. Р. 176–186.
170. Saigal A., Fonte M. Solid, shape recovered "Bulk" nitinol: Part II-Mechanical properties // Mater. Sci. Eng. A. 2011.
171. Di Cocco V. et al. Fatigue crack behavior on a Cu-Zn-Al SMA // Frat. ed Integrita Strutt. 2014. Vol. 30. P. 454–461.
172. Dauskardt R., Duerig T., Ritchie R. Effects of In Situ Phase Transformation on Fatigue-Crack Propagation in Titanium--Nickel Shape-Memory Alloys // Proc. Int. Mtg. Adv. Mater. 1989. Vol. 9. P. 243–249.
173. Melton K., Mercier O. Fatigue of NITI thermoelastic martensites // Acta Metall. Pergamon, 1979. Vol. 27, № 1. P. 137–144.
174. McKelvey A.L., Ritchie R.O. Fatigue-crack growth behavior in the superelastic and shape-memory alloy nitinol // Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci. 2001. Vol. 32, № 13. P. 731–743.
175. Robertson S.W., Ritchie R.O. In vitro fatigue–crack growth and fracture toughness behavior of thin-walled superelastic Nitinol tube for endovascular stents: A basis for defining the effect of crack-like defects // Biomaterials. Elsevier, 2007. Vol. 28, № 4. P. 700–709.
176. Shaw J.A., Kyriakides S. Thermomechanical aspects of NiTi // J. Mech. Phys. Solids. Pergamon, 1995. Vol. 43, № 8. P. 1243–1281.
177. Bazyuk, L. V. Meshcheryakova N. V. Methods of Determination the Enthalpy of Metals and Alloys (Review) // Visn. Prykarp. Nats. Univ. Stefanyka, Ser. Khim. 2011. Vol. 11. P. 81–89.
178. Kodre K. et al. Differential Scanning Calorimetry: A Review // Res. Rev. J. Pharm. Anal. 2014. Vol. 3, № 3. P. 11–22.
179. Iasnii V., Junga R. Phase Transformations and Mechanical Properties of the Nitinol Alloy with Shape Memory // Mater. Sci. 2018. Vol. 54, № 3. P. 406–411.
180. Iasnii V. et al. Experimental study of pseudoelastic NiTi alloy under cyclic loading // Sci. J. TNTU. 2018. Vol. 92, № 4. P. 7–12.

181. ASTM F2516-14. Standard Test Method for Tension Testing of Nickel-Titanium Superelastic Materials. Book of Standards Volume: 13.02. 2014.
182. Yasniy P. V. et al. Microcrack initiation and growth in heat-resistant 15Kh2MFA steel under cyclic deformation // *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* 2005. Vol. 28, № 4. P. 391–397.
183. Iasnii V., Yasniy P. Degradation of functional properties of pseudoelastic NiTi alloy under cyclic loading : an experimental study // *Acta Mech. Autom.* 2019. Vol. 13, № 2. P. 5–9.
184. Duerig T., Stoeckel D., Johnson D. SMA: smart materials for medical applications // *SPIE Proc.* 2003. Vol. 4763. P. 1–9.
185. Ясній В.П. Методика і деякі результати дослідження циклічної тріщиностійкості псевдопружного нітинолу // *Вісник національного університету водного господарства та природокористування.* 2020. Vol. 90, № 2. С. 155–166.
186. NISHITANI H., CHEN D. Stress Intensity Factor for a Semi-Elliptic Surface Crack in a Shaft under Tension // *Trans. Japan Soc. Mech. Eng. Ser. A.* 1984. Vol. 50, № 453. P. 1077–1082.
187. BSI. BS 7910: Guide to methods for assessing the acceptability of flaws in metallic structures // *BSI Standards Publication.* 2015. Vol. 3, № 1. 492 p.
188. Iasnii V.P., Student H.M., Nykyforchyn, O. T. Tsyryl'nyk O.Z. Specific Features of Deformation of the Nitinol Alloy After Electrolytic Hydrogenation // *Mater. Sci.* 2019. Vol. 54, № 4. P. 582–588.
189. Freudenthal A.M. Safety of Structures // *Trans. ASCE.* 1947. Vol. 112. P. 125–180.
190. Weibull W. A Statistical Distribution Function of Wide Applicability // *J. Appl. Mech.* 1951. Vol. 18. P. 293–297.
191. Трощенко В.Т. Сопротивление материалов деформированию и разрушению : справ. пособие : в 2-х т. / Ред. – Киев: Наук. думка. 1994. 288 С.
192. Szala J., Zawislak S. Application of Computer Simulation Method for Determining a Distribution Type of Construction Parts Fatigue Life // *Arch. Mech. Eng.* 1990. Vol. XXXVII, № 3. P. 145–167.



193. Bolotin V. V. Reliability Against Fatigue Fracture in the Presence of Sets of Cracks // *Eng. Fract. Mech.* 1996. Vol. 53, № 5. P. 753–759.
194. Bertini L., Marmorini L. On the Characterization of Fatigue Crack Growth Behaviour From a Statistical Viewpoint Via the Paris Law Coefficients // *Fatigue and Stress: 2nd Int. Conf. Gourmay-sur-Marne*, 1989. P. 48–58.
195. Jakubczak H. Probabilistic fracture mechanics approach for reliability assessment of welded structures of earthmoving machines // *Eur. Struct. Integr. Soc. Elsevier*, 1999. Vol. 23. P. 229–238.
196. Brückner-Foit A., Jäckels H., Quadfasel U. Prediction of the Lifetime Distribution of High-Strength Components Subjected to Fatigue Loading // *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* 1993. Vol. 16, № 8. P. 891–908.
197. Zhao Z., Haldar A. Bridge fatigue damage evaluation and updating using non-destructive inspections // *Eng. Fract. Mech.* Pergamon, 1996. Vol. 53, № 5. P. 775–788.
198. Yasnii P. V., Dyvdyk O. V., Iasnii V.P. Modeling of Cold Plastic Deformation of the Holes Made in Specimens of Shape-Memory Alloy // *Mater. Sci.* Springer, 2020. P. 1–7.
199. Bykiv N., Yasniy P., Iasnii V. Modeling of mechanical behavior of reinforced concrete beam reinforced by the shape memory alloy insertion using finite elements method // *Mod. Technol. methods Calc. Constr.* 2020. Vol. 13. P. 24–34.
200. Chatteraj I. The effect of hydrogen induced cracking on the integrity of steel components // *Sadhana*. 1995. Vol. 20, № 1. P. 199–211.
201. Iasnii V.P., Student O.Z., Nykyforchyn H.M. Influence of hydrogenation on the character of fracture of Nitinol alloy in tension // *Mater. Sci.* 2019. Vol. 55, № 3. P. 386–391.
202. Bastien P., Azou P. Influence de l' amplitude vitesse des deformations plastiques sur la segretation de la hydrogene dans le fer et los aciers // *Comptes Rendus*. 1951. Vol. 232. P. 69–71.
203. Johnson H.H., Hirth J.P. Internal hydrogen supersaturation produced by dislocation transport // *Metall. Trans. A*. 1976. Vol. 7, № 10. P. 1543–1548.

204. Phillips F., Wheeler R.W., Lagoudas D.C. Damage evolution during actuation fatigue in shape memory alloys // Behavior and Mechanics of Multifunctional Materials and Composites XII / ed. Naguib H.E. SPIE, 2018. Vol. 10596. P. 5.
205. Nayan N. et al. Unnotched fatigue behavior of an austenitic Ni-Ti shape memory alloy // Mater. Sci. Eng. A. 2008. Vol. A 497. P. 333–340.
206. Mahtabi M.J., Stone T.W., Shamsaei N. Load sequence effects and variable amplitude fatigue of superelastic NiTi // Int. J. Mech. Sci. 2018. Vol. 148. P. 307–315.
207. Hua P. et al. Cyclic phase transformation behavior of nanocrystalline NiTi at microscale // Acta Mater. 2020. Vol. 185. P. 507–517.
208. Ясній В.П. Основні закономірності впливу параметрів циклічного навантаження на модуль пружності аустеніту сплавів із пам'яттю форми // Вісник Хмельницького національного університету. 2020. Vol. 289, № 5. С. 131–135.
209. Tobushi H. et al. Low cycle fatigue of TiNi shape memory alloy and formulation of fatigue life // J. Eng. Mater. Technol. ASME. 2000. Vol. 122, № 2. P. 186–191.
210. Cheung G.S., Shen Y., Darvell B.W. Effect of environment on low-cycle fatigue of a nickel-titanium instrument // J Endod. 2007. Vol. 33. P. 1433–1437.
211. Shen Y. et al. Effect of environment on fatigue failure of controlled memory wire nickel-titanium rotary instruments. // J. Endod. Elsevier, 2012. Vol. 38, № 3. P. 376–380.
212. Melton K.N., Mercier O. The effect of the martensitic phase transformation on the low cycle fatigue behaviour of polycrystalline Ni-Ti and Cu-Zn-Al alloys // Mater. Sci. Eng. Elsevier, 1979. Vol. 40, № 1. P. 81–87.
213. Yasnii P. V, Glad'o V.B., Gutsailyuk V.B. The influence of elastoplastic deformation on the dislocation structure of 15Kh2MFA steel // Strength Mater. 2003. Vol. 35, № 6. P. 562–567.
214. Iasnii V. et al. Functional Behavior of Pseudoelastic NiTi Alloy Under Variable Amplitude Loading // Acta Mech. Autom. Sciendo, 2020. Vol. 14, № 3. P. 154–160.

215. Iasnii V. et al. The effect of temperature on low-cycle fatigue of shape memory alloy. 2019. Vol. 50. P. 310–318.
216. Iasnii V., Yasniy P. Influence of stress ratio on functional fatigue of pseudoelastic NiTi alloy // *Procedia Struct. Integr. Elsevier*, 2019. Vol. 16. P. 67–72.
217. Soul H., Yawny A. Self-centering and damping capabilities of a tension-compression device equipped with superelastic NiTi wires // *Smart Mater. Struct.* 2015. Vol. 24, № 7. P. 075005.
218. Iasnii V., Yasniy P. The influence of stress ratio on fatigue lifetime of NiTi shape memory alloy // *Procedia Struct. Integr.* 2020. Vol. 28. P. 1551–1558.
219. Iasnii V.P. et al. Fractographic Features of the Fatigue Fracture of Nitinol Alloy // *Mater. Sci.* 2020. Vol. 55, № 5. P. 774–779.
220. Ясній В.П. Особливості росту втомних тріщин у псевдопружному NiTi сплаві // *Вісник Вінницького політехнічного інституту*. 2020. Vol. 151, № 4. С. 120–124.
221. Панасюк В.В., Романив О.Н., Ярема С.Я. Механика разрушения и прочность материалов. Т.4. Усталость и циклическая трещиностойкость конструкционных материалов: Справочное пособие: В 4-х т. Під ред. В.В. Панасюка. // Киев: Наук. думка, 1990. 436 с.
222. Pelton A.R. et al. Effects of thermal cycling on microstructure and properties in Nitinol // *Mater. Sci. Eng. A.* 2012. Vol. A532. P. 130–138.
223. Delville R. et al. Microstructure changes during non-conventional heat treatment of thin Ni–Ti wires by pulsed electric current studied by transmission electron microscopy // *Acta Mater.* 2010. Vol. 58, № 13. P. 4503–4515.
224. Delville R. et al. Transmission electron microscopy investigation of dislocation slip during superelastic cycling of Ni–Ti wires // *Int. J. Plast.* 2011. Vol. 27, № 2. P. 282–297.
225. Brinson C.L., Schmidt I., Lammering R. Stress-induced transformation behavior of a polycrystalline NiTi shape memory alloy: micro and macromechanical investigations via in situ optical microscopy // *J. Mech. Phys. Solids.* 2004. Vol. 52, № 7. P. 1549–1571.

226. Dolce M. et al. Shaking table tests on reinforced concrete frames without and with passive control systems // *Earthq. Engng Struct. Dyn.* 2005. Vol. 34, № June. P. 1687–1717.
227. Silva P., Almeida J., Guerreiro L. Semi-active Damping Device Based on Superelastic Shape Memory Alloys // *Structures*. Elsevier B.V., 2015. Vol. 3. P. 1–12.
228. Eurocode 8 - Design of structures for earthquake resistance - Part 2: Bridges (EN 1998-2:2005+A2) / ed. (2005) E.C. for S. (CEN). Bruxelles, Belgium: The European Union Per Regulation 305/2011, Directive 98/34/EC, Directive 2004/18/EC, 2011. Vol. September, № 2005. P. 153.
229. International Code Council. 2006 International Building Code. Falls Church, VA, 2006. 690 p.
230. ДБН В.1.1-12-2014 Будівництво у сейсмічних районах України.
231. Cardone D. Re-centring capability of flag-shaped seismic isolation // *Bull Earthq. Eng.* 2012. Vol. 10. P. 1267–1284.
232. Hamid N.A. et al. Behaviour of smart reinforced concrete beam with super elastic shape memory alloy subjected to monotonic loading // *AIP Conf. Proc.* 2018. Vol. 1958.
233. Abdulridha A. et al. Behavior and modeling of superelastic shape memory alloy reinforced concrete beams // *Eng. Struct.* 2013. Vol. 49. P. 893–904.
234. Morais J. et al. Shape Memory Alloy Based Dampers for Earthquake Response Mitigation // *Procedia Struct. Integr.* Elsevier, 2017. Vol. 5. P. 705–712.
235. Dolce M., Cardone D. Mechanical behaviour of shape memory alloys for seismic applications 2. Austenite NiTi bars subjected to torsion // *Int. J. Mech. Sci.* 2001. Vol. 43, № 11. P. 2631–2656.
236. Qiu C., Zhu S. Shake table test and numerical study of self-centering steel frame with SMA braces // *Earthq. Eng. Struct. Dyn.* 2017. Vol. 46, № 1. P. 117–137.
237. Ma H., Cho C. Feasibility study on a superelastic SMA damper with re-centring capability // *Mater. Sci. Eng. A.* 2008. Vol. 473, № 1–2. P. 290–296.

238. MEDEOT R. RE-CENTERING CAPABILITY EVALUATION OF SEISMIC ISOLATION SYSTEMS BASED ON ENERGY CONCEPTS // 13 th World Conference on Earthquake Engineering. Vancouver, 2004. P. Paper No. 3106.
239. Wolons D., Gandhi F., Malovrh B. Experimental Investigation of the Pseudoelastic Hysteresis Damping Characteristics of Shape Memory Alloy Wires // J. Intell. Mater. Syst. Struct. 1998. Vol. 9, № 2. P. 116–126.
240. Song G., Ma N., Li H.-N. Applications of shape memory alloys in civil structures // Eng. Struct. 2006. Vol. 28. P. 1266–1274.
241. Alam M.S., Youssef M.A., Nehdi M. Utilizing shape memory alloys to enhance the performance and safety of civil infrastructure: a review // Can. J. Civ. Eng. 2007. Vol. 34, № 9. P. 1075–1086.
242. Колісник М.Б., Собашек Л., Ясній В.П. Обґрунтування використання спф сплавів у демпфуючих пристроях // Збірник тез доповідей VII Міжнародної науково-технічної конференції молодих учених та студентів «Актуальні задачі сучасних технологій». 2018. Vol. 1. P. 35.
243. ДБН В. 2. .-98:2009. Конструкції будинків і споруд Основні положення. 2011.
244. Б.В.2.6-156:2010 Д. Дсту Б.В.2.6-156:2010.

Ясній В.П., Студент О.З., Ясній П.В.

ПРОГНОЗУВАННЯ ВТОМНОЇ  
ДОВГОВІЧНОСТІ ПСЕВДОПРУЖНИХ  
СПЛАВІВ З ПАМ'ЯТТЮ ФОРМИ

**Монографія**

Формат 60x90/16. Обл. вид. арк. 30,96 Тираж 300 прим. Зам. № 3475.

Тернопільський національний технічний університет імені Івана Пулюя.  
46001, м. Тернопіль, вул. Руська, 56.  
Свідоцтво суб'єкта видавничої справи ДК № 4226 від 08.12.11