ZESZYTY NAUKOWE POLITECHNIKI ŚLĄSKIEJ

JERZY OKRAJNI

NISKOCYKLICZNA TRWAŁOŚĆ Stali żarowytrzymałych w warunkach oddziaływań Mechanicznych i cieplnych

PRÓBA OPRACOWANIA MODELI I ALGORYTMÓW Ujmujących wzajemne relacje Pomiędzy naprężeniami, odkształceniami I cechami struktury pół drilokacji

P. 3353 88

HUTNICTWO

Z. 32 GLIWICE 1988

POLITECHNIKA ŚLĄSKA

ZESZYTY NAUKOWE



NISKOCYKLICZNA TRWAŁOŚĆ STALI ŻAROWYTRZYMAŁYCH W WARUNKACH ODDZIAŁYWAŃ MECHANICZNYCH I CIEPLNYCH

GLIWICE 1988

PRÓBA OPRACOWANIA MODELI I ALGORYTMÓW UJMUJĄCYCH WZAJEMNE RELACJE POMIĘDZY NAPRĘŻENIAMI, ODKSZTAŁCENIAMI I CECHAMI STRUKTURY PÓL DYSLOKACJI

OPINIODAWCY

Prof. dr hab. inż. Adolf Maciejny Prof. dr hab. inż. Zbigniew Orłoś

KOLEGIUM REDAKCYJNE

REDAKTOR NACZELNY	—	Prof. dr hab. inż. Jan Węgrzyn
REDAKTOR DZIAŁU		Doc. dr inż. Izabella Hyla
SEKRETARZ REDAKCJI	-	Mgr Elżbieta Stinzing

OPRACOWANIE REDAKCYJNE

Mgr Aleksandra Kłobuszowska

W WARDWING ODDZIALYWAN

RECHARGENTER I CIEPLATCH

Wydano za zgodą Rektora Politechniki Śląskiej

PROBA OPRACOWANIA NODBILI I ALCORVINON UMULACICH WZAJIMUK BILACIE POMILDZI NAPRZIENIAMI, ODRSZTAŁCHNIAMI I CREBAM STRUKTURY POL DYSLORACJI

PL ISSN 0324-802X

Dział Wydawnictw Politechniki Sląskiej ul. Kujawska 3, 44-100 Gliwice

 Nakl. 150+85
 Ark. wyd. 7,3
 Ark. druk. 6,5
 Papier offset. kl. III 70x100. 70g

 Oddano do druku 6.06.88
 Podpis. do druku 24.08.88
 Druk ukończ. we wrześniu 1988

 Zam. 517|88
 C-24
 Cena zł 126,--

Skład, fotokopie, druk i oprawę wykonano w Zakładzie Graficznym Politechniki Śląskiej w Gliwicach

SPIS TRESCI

	-international and a second se	Str.
1.	WSTĘP	9
2.	STUDIUM AKTUALNEGO STANU ZAGADNIENIA	11
	2.1. Kinetyka procesu odkształcania w warunkach obciążenia mecha- chanicznego i cieplno-mechanicznego	11
	2.1.1. Procesy sprężysto-plastycznego odkształcania w ujęciu teorii małych odkształceń	11
	2.1.2. Modele materiału poddanego działaniu zmiennych obcią- żeń i temperatury	16
	2.1.3. Kinetyka przemian struktury pół dysłokacji przy sprę- żysto-plastycznym niskocyklicznym odkształcaniu	24
	2.2. Przegląd kryteriów trwałości materiałów w zakresie zmęczenia niskocyklicznego	32
3.	wybór i uzasadnienie tematu	32
4.	CEL I TEZA PRACY	34
5.	METODYKA I PROGRAM PRACY	36
6.	METODOLOGICZNE ASPEKTY SYSTEMOWEGO UJĘCIA OBIEKTU PODDANEGO ZMĘ- CZENIU NISKOCYKLICZNEMU	38
7.	MODELOWANIE PROCESU ZMIAN WŁASNOŚCI MATERIAŁU PRZY CYKLICZNYM JED- NOOSIOWYM OBCIĄŻENIU	44
8.	M KROMECHANIKA ZMĘCZENIA NISKOCYKLICZNEGO	49
9.	METODA ANALIZY ZALEŻNOŚCI POMIĘDZY WŁASNOŚCIAMI ZMĘCZENIOWYMI MA- TERIAŁU I STRUKTURĄ PÓL DYSLOKACJI W OPARCIU O KLASYFIKACJĘ STRUK- TUR	58
0.	BADANIA EKSPERYMENTALNE	60
	10.1. Charakterystyka materiału do badań	60
	10.2. Badania zmęczenia mechanicznego	62
	10.2.1. Warunki realizacji prób zmęczeniowych	62
	10.2.2: Krzywa cyklicznego odkształcenia	62
	10.2.3. Trwałość w zależności od parametrów cyklu odkształ- cenia	66
	10.3. Badania zmęczenia cieplno-mechanicznego	76
	10.3.1. Charakterystyka zastosowanej metody badań	76
	10.3.2. Badania przebiegu odkształcania przy cyklicznym na- grzewaniu i chłodzeniu	79
	10.3.3. Wyznaczenie wpływu parametrów cyklu temperatury na trwałość zmęczeniową	81
	10.4. Badanie struktury pół dyslokacji w stalach austenitycznych poddanych zmęczeniu niskocyklicznemu	83
1.	ANALIZA WYNIKÓW BADAŃ	88
2.	WNIOSKI	94

P271 88

СОЦЕРЖАНИЕ

			CTP
	1.	введение	9
	2.	ИЗУЧЕНИЕ АКТУАЛЬНОГО СОСТОЯНИЯ ПРОБЛЕМЫ	11
		2.1. Кинетика процесса деформирования в условиях механической и термо-механической нагрузки	11
	1	2.1.1. Процессы упруго-пластического деформирования в тео- рии малых деформаций	11
		2.1.2. Кодели материала подвергнутого воздействию перемен- ных нагрузок и температури	16
		2.1.3. Кинетика преобразования структуры дислокационных по- лей в условиях упруго-пластического малоциклового дейормирования	24
		2.2. Обзор критерий малоцикловой долговечности материалов	26
	_		
	3.	ВНЕОР И ОБОСНОВАНИЕ ТЕМЫ	32
	4.	ЦЕЛЬ И ТЕЗИС РАБОТЫ	34
	5.	МЕТОЛИКА И ПРОГРАММА РАБОТЫ	36
		The second s	. 19.1
	6.	МЕТОДОЛОГИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ СИСТЕМНОГО ПОДХОДА К ОБЪЕКТУ ПОДВЕРГНУ- ТОМУ МАЛОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ	38
	7.	МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ИЗМЕНЕНИЙ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛА В УСЛОВИЯХ ЦИКЛИЧЕСКОГО ОДНООСЬНОГО НАГРУЖЕНИЯ	44
	8.	микромеханика малоцикловой усталости	49
	9.	МЕТОД АНАЛИЗА ЗАВИСИМОСТЕЙ МЕЖДУ УСТАЛОСТНЫМИ СВОЙСТВАМИ МАТЕ- РИАЛА И СТРУКТУРОЙ ДИСЛОКАЦИОННЫХ ПОЛЕЙ ОСНОВАН НА КЛАССИФИКАЦИИ СТРУКТУР	58
1	0.	ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ИСПЫТАНИЯ	60
1			60
		10.2. Испытания механической усталости	62
			60
		10 2 2 Кривна никалистрования испатании	60
		10.2.3. Долговечность в зависимости от параметров цихла де-	02
		формации	66
		10.3. Испытания термической усталости	76
		10.3.1. Характеристика метода испытаний	76
		10.3.2. Испытания деформирования в условиях циклического нагрева и охлаждения	79
		10.3.3. Определение влияния параметров цикла температуры на усталостную долговечность	81
		10.4. Испытания структуры дислокационных полей в аустенитных сталях подвергнутых малоцикловой усталости	83
	11.	АНАЛИЗ РЕЗУЛЬТАТОВ ИСПЫТАНИЙ	88
	12.	выводы	94

CONTENTS

			Page
1.	INTRODUCTION		9
2.	AN OVERVIEW OF THE ACTUAL STATE OF THE PROBLEM		11
	2.1 Kinetics of the deformation process in the conditions of	the	
	mechanical and thermal loads		11
	2.1.1. Processes of the elastic-plastic deformation in terms of the small strain theory	the	11
	2.1.2. Models of the material subjected to the influence the changing loads and temperature	of	16
	2.1.3. Kinetics of the structure changes of the dislocat. fields at the low-cycle elastic-plastic loads	ion	24
	2.2. Review of the criteria of the material durability in the -cycle fatigue range	low-	26
3.	CHOICE AND THE JUSTIFICATION OF THE SUBJECT		32
4.	AIM AND THE THESIS OF THE WORK		34
	- realize distance in the		
5.	METHODOLOGY AND THE WORK PLAN		36
6.	METHODOLOGICAL ASPECTS OF THE SYSTEM APPROACH TO THE OBJECT	SUB-	20
	JECTED TO THE LOW-CYCLE FATIGUE		38
7.	MODELLING OF THE PROCESS OF THE MATERIAL PROPERTY CHANGES AT	HE	1 4 4
8.	MICROMECHANICS OF THE LOW-CYCLE FATIGUE		49
9.	METHOD OF THE ANALYSIS OF THE DEPENDENCES BETWEEN THE FATIGUE	PRO-	1
	PERTIES OF THE MATERIAL AND THE DISLOCATION STRUCTURE ON THE FOR THE STRUCTURE CLASSIFICATION	ASIS	58
10.	EXPERIMENTAL INVESTIGATIONS		60
	10.1. Characteristic of the material for the investigations		60
	10.2. Investigations of the low-cycle fatigue at the elevated peratures	tem-	62
	10.2.1 Conditions of the fatigue test realization		62
	10.2.2. Curves of the evalua strain		1 62
	10.2.3. Durability depending on the strain cycle paramet	ers.	66
	10.3. Investigations of the thermal fatigue		76
	10.3.1. Characteristic of the investigation method used	-	76
	10.3.2. Investigations of the strain course at the cycl	ic	70
	heating and cooling		79
	10.3.3. Determination of the influence of the temperatu cycle parameters on the fatigue durability	re ••••	80
	10.4. Investigations of the dislocation field structure in the austenitic steels subjected to the low-cycle fatigue		83
11.	ANALYSIS OF THE INVESTIGATION RESULTS	• • • •	88
12.	CONCLUSIONS		84

WYKAZ WAŻNIEJSZYCH OZNACZEŃ

the second second second

	6 _{ij}	[MPa]	- składowe tensora naprężeń
	E1j	-+- (mail	- składowe tensora odkształceń
	ui	[m]	- przemieszczenie w kierunku osi (i)
	s _{ij}	[MPa]	- składowe dewiatora tensora naprężeń
			- składowe dewiatora tensora odkształceń
4	r	[MPa]	- naprężenie styczne
	ଟ _s	[MPa]	- granica sprężystości
	G _i	[MPa]	- intensywność naprężeń
	ε _i		- intensywność odkształceń
	Ec		- amplituda odkształcenia całkowitego
	$\epsilon_{\rm p}$		- amplituda odkształcenią plastycznego
	£s		- amplituda odkształcenia sprężystego '
	$\Delta \mathcal{E}_{c}$,	$\Delta \mathcal{E}_{p}, \Delta \mathcal{E}_{s}$	- zakresy odkształceń
	∆ 6	[MPa]	- zakres naprężenia
	Е	[MPa]	- moduł Younga
	G	[MPa]	- moduł Kirchoffa
	\$	1.1	- liczba Poissona
	т	[K]	- temperatura
	t	[s]	- czas
	$\mathcal{E}_{\mathbf{T}}$		- odkształcenie cieplne
	$\boldsymbol{\varepsilon}_{\mathrm{M}}$		- odkształcenie mechaniczne
	b *	[m]	- wektor Burgersa
	Nd	-	- liczba dyslokacji
	ρ	[cm ⁻²]	- gęstość dyslokacji
	Nz		- liczba cykli do zniszczenia
	z	THE PERSON NAME	- przewężenie
	Df	[MPa]	 praca potrzebna do zniszczenia próbki w próbie statycz- nej odniesiona do jednostki objetości

to prevent and the second of the second of the second of the short, a first

.

- 8 -

'N	[MPa]	 energia rozproszona w materiale w N-tym cyklu od do jednostki objętości 	lniesiona
,	[MPa]	- współczynnik wytrzymałości cyklicznej	
,		- wykładnik cyklicznego umocnienia	
f	[MPa]	- rzeczywiste naprężenie w chwili zerwania próbki	
£		- odkształcenie plastyczne w chwili zerwania	
	[1/K]	- współozynnik liniowej rozszerzalności cieplnej	
£		- liczba dyslokacji	
	[N/m]	- napięcie powierzchniowe	
'	[J/m ²]	- energia błędu ułożenia	
:	[к]	- temperatura topnienia	
		al anterpret sectors -	
			- 2

towards adtalations exclusioned, appropriate plant processo of balance stanogeticata part statements other after after providentes a faquetatora percises)

1. WSTĘP

Konieczność racjonalnego wykorzystania materiałów przy jednoczesnym stałym dążeniu do podwyższenia parametrów eksploatacji nowoczesnych maszyn i urządzeń powoduje, że coraz pilniejszym i aktualnym problemem staje się konstruowanie obiektów o wysokim stosunku wytrzymałości do masy. W obiektach tych w warunkach normalnej eksploatacji, a w szczególności w wyniku przeciążeń, mogą powstawać odkształcenia plastyczne. Obejmują one zazwyczaj obszary spiętrzania naprężeń i są efektem oddziaływania czynników mechanicznych lub cieplnych. W wiekszości przypadków okazuje się, że powstawanie odkształceń plastycznych, związane z jednorazowym przekroczeniem granicy plastyczności przez naprężenia wywołane obciążeniami lub nierównomiernym polem temperatur, nie stanowi zagrożenia dla elementów wykonanych z materiałów plastycznych. Do zniszczenia prowadzić mogą natomiast wielokrotne cykliczne zmiany obciążeń i pól temperatur. Można przyjąć, że jeżeli w każdym cyklu przekraczana jest granica plastyczności, to po pewnej określonej liczbie cykli oddziaływań nastąpi zniszczenie elementu. Jest to zmęczenie w zakresie małej liczby cykli, określane jako niskocykliczne.

Zainteresowanie badaniami niskocyklicznymi ma początek w latach sześćdziesiątych i wiąże się ze zwiększeniem obciążeń konstrukcji lotniczych, urządzeń energetycznych, chemicznych itp. Prace na ten temat w literaturze krajowej znalazły w ostatnim dziesięcioleciu odzwierciedlenie jedynie w nielicznych publikacjach.

Poznanie procesów zmęczenia niskocyklicznego wymaga w chwili obecnej opracowań o charakterze podstawowym i metodologicznym, co dotyczy zwłaszcza zmęczenia wywołanego czynnikami cieplnymi i methaniczno-cieplnymi. Procesy te są różne zarówno od zmęczenia przy obciążeniach poniżej granicy plastyczności, jak również od zniszczenia przy monotonicznym obciążeniu. Należy bowiem w tym przypadku wziąć pod uwagę, że niektóre zjawiska nie występujące przy plastycznych odkształceniach monotonicznych w warunkach odkształceń cyklicznych decydują o dekohezji materiału.

2 uwagi na lokalne wartości naprężeń powyżej granicy plastyczności, elementy poddane zmęczeniu niskocyklicznemu mają ograniczoną trwałość w odniesieniu do stali nie większą od 10⁵ cykli. W celu uniknięcia w tych warunkach nieprzewidzianych awarii maszyn i urządzeń w czasie eksploatacji, konieczne jest opracowanie metod prognozowania okresu ich bezpiecznego i skutecznego działania. Należy jednocześnie zwrócić uwagę na fakt, że podstawowe własności wytrzymałościowe, plastyczne, zmęczeniowe oraz charakterystyki pełzania nie są wystarczającym kryterium oceny materiału. Niezbędne jest w tym przypadku zastosowanie takich metod badania właściwości materiału, które symulowałyby proces cyklicznego, sprężysto-plastycznego odkształcania. W warunkach oddziaływań mechanicznych próbami tego typu są badania niskocykliczne przy sterowaniu odkształceniem lub naprężeniem w temperaturze pokojowej oraz temperaturach podwyższonych.

- 10 -

W badaniach eksperymentalnych zmęczenia wywołanego czynnikami cieplnymi stosowane są różne metody, przy czym warunki realizacji prób dobierane są zazwyczaj w odniesieniu do procesu eksploatacji konkretnych obiektów.

Na zachowanie się obiektu i jego trwałość składa się cały zbiór zjawisk w obszarach makro-, mikro- i submikroskopowych struktury materiału. Wzajemne uwarunkowanie własności i struktury oraz zmiany własności związane z jej niestabilnością podczas eksploatacji powodują, że klasyczne metody mechaniki technicznej okazują się niewystarczające w zastosowaniu do analizy zmeczenia niskocyklicznego. Pola naprężeń i odkształceń wyznaczane przy użyciu tych metod, to tylko niektóre z wielu cech obiektu. Trwałość związana jest zarówno z naprężeniami i odkształceniami w makroobszarach, jak również, a może nawet w głównej mierze, ze zjawiskami w mikro- i substrukturze tworzywa. Tam bowiem zachodzi zarodkowanie szczelin zmęczeniowych, które w metalach i ich stopach poprzedzają zmiany struktury pól dyslokacji.

W pracy niniejszej, mając na względzie fizykalną interpretację zjawisk zmęczenia niskocyklicznego, prezentuje się metodykę analizy tego procesu, z uwzględnieniem zarówno tradycyjnie stosowanych metod z zakresu mechaniki ciała stałego, jak również teorii dyslokacji i metod doświadczalnych fizyki ciała stałego. Zastosowane metody badania mechanizmów niszczenia dały możliwość określenia na drodze, teoretycznej i eksperymentalnej zwiazków pomiedzy własnościami zmęczeniowymi materiału i jego strukturą.

matures and attained antiplein at press boy balance attained and a mate

when a print we will be a state of the set of the print of the print of the set of the protocological approximation of a second of the second of estably analyzed to the training and the second between the property of the

2. STUDIUM AKTUALNEGO STANU ZAGADNIENIA

2.1. Kinetyka procesu odkształcania w warunkach obciążenia mechanicznego i cieplno mechanicznego

and have show where a new point rear a rear and the second s

2.2.1. Procesy sprężysto-plastycznego odkształcania w ujęciu teorii małych odkształceń

Proces zmęczenia niskocyklicznego w większości przypadków ogranicza się do niewielkich obszarów obiektu, w których odkształcenia osiągają największe wartości. Mogą to być strefy koncentracji naprężeń w warunkach zmęczenia mechanicznego [1-7], jak również obszary o najwyższej temperaturze w procesie zmęczenia cieplno-mechanicznego [4, 8-17]. W miejscach tych zachodzi niszczenie tworzywa wywołane cyklicznym, sprężysto~plastycznym odkształcaniem, którego przebieg opisuje się zależnościami pomiędzy składowymi tensora naprężenia, odkształcenia, temperaturą i czasem. Zależności tego typu zdeterminowane są cechami geometrycznymi obiektu, warunkami eksploatacji oraz własnościami fizycznymi tworzywa, a ich wyznaczenie wymaga informacji w ocniesieniu do pola temperatur naprężeń i odkształceń.

Wyznaczenie przebiegu odkształcania w zlokalizowanych obszarach obiektu na etapie projektowania polega na rozwiązaniu problemu obliczenia naprężeń, odkształceń i przemieszczeń wywołanych zewnętrznymi oddziaływaniami, do których zalicza się: siły powierzchniowe i objętościowe, przemieszczenia na powierzchni, rozkłady temperatury. Dla ciała idealnie sprężystego rozwiazanie to jest względnie proste. Nieistotna jest bowiem w tym przypadku historia obciążenia. Wartościom parametrów zewnętrznych oddziaływań przyporzadkowuje sie jednoznacznie odpowiadający im stan obiektu określony rozkładem napreżeń, przemieszczeń i odkształceń. Stan ten można opisać za pomocą układu równań obejmującego równania równowagi, równania Cauchy'ego, prawo Hoocke'a:

∽ij,j + F _{oi} = 0	RG. In	(2.1)
$\mathcal{E}_{ij} = \frac{1}{2} (u_{i,j} + u_{j,i})$		(2.2)
$\mathcal{E}_{ij} = G_{injk} \sigma_{nk} + \beta \Delta T \sigma_{ij}$		(23)

that we independently allogical with minimum strains

adzie:

W Same a magne any strange or the strange to a second w G_{ijnk} - współczynniki sprężystości, SCOBCI, - delta Kroneckera, 6 ...

- 12 -

F_{oi} - składowe wektora sił objętościowych,
 β - współczynnik liniowej rozszerzalności cieplnej.

Konieczne jest przy tym, aby siły i przemieszczenia na powierzchni zewnętrznej spełniały warunki brzegowe.

Dla ciał niesprężystych stan obiektu związany jest nie tylko z chwilowymi wartościami zmieniających się obciążeń zewnętrznych, lecz również z historią ich zmian. Rozwiązanie tego typu problemów stało się możliwe przy wykorzystaniu współczesnych numerycznych technik obliczeniowych [18-23]. Sformułowanie algorytmu umożliwiającego wyznaczenie bieżących parametrów cyklicznego sprężysto-plastycznego odkształcania wymaga dokładnych informacji na temat własności materiału, którego model stanowi podstawowy element teorii cyklicznych odkształceń plastycznych [6, 24, 25]. Analiza odkształcania przy zmieniających się cyklicznie obciążeniach była przedmiotem licznych prac teoretycznych i eksperymentalnych [26-35]. W pracy [6] sformułowano teorię małych sprężysto-plastycznych odkształceń przy następujących założeniach odnoszących się do własności materiału:

1. Odciążenie i powtórne obcięże-

nie na wykresie $6(\mathcal{E})$ można

zobrazować tym samym odcinkiem

linii prostej MO (rys. 2.1).

W przypadku ogólnym powinna to być petla histerezy o wierzchoł-

2. Przy obciążeniu w kierunku OM

odkształcenia plastyczne będą

się zmieniać od momentu przekro czenia punktu M. Dalsze obciążanie bedzie scharakteryzowane

krzywą MM'. Obciążanie będzie się odbywać tak, jak gdyby nie

3. Prosta O'M jest równoległa do

prostej charakteryzującej sprę-

etapie obciążania. Zakłada się,

żyste odkształcenia na pierwszym

kach 0' i M.

było odciążenia.



Rys. 2.1. Model charakterystyki materiału przyjmowany w teorii małych sprężysto-plastycznych odkształceń

Fig. 2.1. Model of the material characteristic accepted in the theory of the small elastic-plastic strains

że odkształcenie plastyczne nie zmienia wielkości stałych sprężystości.

4. Obciążanie w przeciwnym kierunku zachodzi wzdłuż prostej 0'N, będącej przedłużeniem MO', aż do pojawienia się plastycznych odkształceń. Przebieg krzywej NN' zależy od położenia punktu M na krzywej OMM'.

Założenia powyższe można przyjąć dla większości metali i ich stopów. W teorii małych sprężysto-plastycznych odkształceń tensory odkształceń i naprężeń związane są ze sobą następującymi zależnościami: $S'_{ij} = \frac{\tilde{G}'}{\Theta'} \Theta'_{ij}, \quad S'_{ij} = \tilde{G}'_{ij} - \tilde{\delta}_{ij} \tilde{G}'_{kk}/3, \quad \Theta'_{ij} = \tilde{\delta}'_{ij} - \tilde{\delta}_{ij} \tilde{\xi}'_{kk}/3 \quad (3)$

- 13 -

gdzie:

ส

S'ii, @'ii - dewiator odpowiednio tensorów naprężeń i odkształceń,

 $\mathbf{G} = (\mathbf{s}'_{uj}\mathbf{s}'_{ij})^{1/2}, \qquad \mathbf{\Theta}' = (\mathbf{\Theta}'_{ij}\mathbf{\Theta}'_{ij})^{1/2}$

Równanie (2.5) opisuje własności materiału

$$= \phi (\Theta')$$
 (2.5)

Indeks oznacza pierwszy półcykl obciążenia. Funkcję (2.5) określa się eksperymentalnie.

Zależność pomiędzy pierwszym niezmiennikiem stanu naprężenia i odkształcenia zapisuje się następująco

$$i_{j} = 3 k \mathcal{E}_{ii}$$

$$(2.6)$$

gdzie:

6

K - jest modułem objętościowej sprężystości.
 Warunek plastyczności będzie miał postać

W zakresie odkształceń sprężystych

a równania (2.4) i (2.6) sprowadzają się do uogólnionego prawa Hooke'a. Najczęściej rozpatrywane są nie wartości bezwzględne $\mathfrak{G}' i \mathfrak{G}'$, lecz intensywności naprężeń (\mathfrak{G}'_i) i odkształceń (\mathfrak{E}'_i) :-

$$\delta'_{\underline{i}} = (3/2)^{1/2} \delta', \qquad \epsilon'_{\underline{i}} = (2/3)^{1/2} \Theta'$$
 (2.9)

.Do związków (2.4) - (2.8) dołącza się równania równowagi, warunki brzegowe:

$$\sigma'_{ij,j} + F'_{i} = 0, \quad \sigma'_{ij}l_{j} = R_{i} \text{ na } s_{0}, \quad u'_{i} = u'_{0i} \text{ na } s_{u}$$
 (2.10)

i warunki Cauchy'ego

$$2 \mathcal{E}'_{ij} = u'_{i,j} + u'_{j,i}$$
 (2.11)

Przy powtórnym obciążeniu odpowiada mu indeks ¹¹, układ równań (2.4), (2.6), (2.19) i (2.11) przechodzi w układ

$$S_{ij}^{*} = \frac{\delta_{i}^{*}}{\Theta_{ij}^{*}}, S_{ij}^{*} = \delta_{ij}^{*} - \delta_{ij}\delta_{kk}^{*}/3, \quad \Theta_{ij}^{*} = \delta_{ij}^{*} + \delta_{ij}\delta_{kk}^{*}/3 \quad (2.12)$$

$$\delta_{i1}^{*} = 3 K \epsilon_{i1}^{*} \qquad (2.13)$$

$$\delta_{ij,j}^{*} + F_{i}^{*} = 0 \quad (2.14)$$

$$\begin{cases} \delta_{ij}^{*} l_{j} = R_{1}^{*} & \text{na } S_{6} \\ u_{1}^{*} = u_{0i}^{*} & \text{na } S_{u} \end{cases}$$

$$2 \epsilon_{ij}^{*} = u_{i,j}^{*} + u_{j,i}^{*} \quad (2.16)$$

gdzie:

$$\begin{split} \boldsymbol{\delta}_{ii}^{\star} &= \boldsymbol{\delta}_{ii}' - \boldsymbol{\delta}_{ii}'', \qquad \boldsymbol{\delta}_{ii}^{\star} &= \boldsymbol{\delta}_{ii}' - \boldsymbol{\delta}_{ii}''\\ \boldsymbol{F}_{i}^{\star} &= \boldsymbol{F}_{i}' - \boldsymbol{F}_{i}'', \qquad \boldsymbol{R}_{i}^{\star} &= \boldsymbol{R}_{i}' - \boldsymbol{R}_{i}'' \end{split}$$

Zakłada się przy tym, że S $_{5}$ jest częścią zewnętrznej powierzchni ciała, na której zadane są wartości naprężeń, natomiast na części powierzchni S $_{11}$ zadane są przemieszczenia.

Na granicy obszaru odkształceń sprężystych przy powtórnym obciążeniu spełniony jest warunek

Związek określający zależność naprężeniami i odkształceniami zapisywany jest następująco

$$\mathbf{G}^* = \boldsymbol{\phi} \left(\mathbf{\Theta}^*, \mathbf{\Theta}^* \right) \tag{2.18}$$

gdzie:

$$G = (S_{11}^* S_{11}^*)$$
, $\Theta^* = (\Theta_{11}^* \Theta_{11}^*)$ 1/2

Przebieg zależności pomiędzy 6* i @* związany jest z wartością odkształcenia (@') w półcyklu poprzedzającym dane obciążenie. Przechodząc do przypadku cyklicznego obciążenia wprowadza się następujące różnice:

$$\delta_{ij}^{*n} = (-1)^{n} (\delta_{ij}^{n-1} - \delta_{ij}^{n}), \quad \delta_{ij}^{*n} = (-1)^{n} (\delta_{ij}^{n-1} - \delta_{ij}^{n}),$$

$$\delta_{ij}^{*n} = (-1)^{n} (u_{\cdot}^{n-1} - u_{\cdot}^{n})$$
(2.19)

- 15 -

gdzie: n - jest numerem kolejnego półcyklu.

Równania (2.12) do (2.16) przekształcają się kolejno, przy uwzględnieniu zależności (2.19), do postaci

$$s_{ij}^{*n} = \frac{\delta^{*n}}{\Theta^{*n}} \Theta_{ij}^{*n}, \quad s_{ij}^{*n} = \delta_{ij}^{*n} - \delta_{ij} \delta_{kk}^{*n}/3, \quad \Theta^{*n} = \delta_{ij}^{*n} - \delta_{ij} \delta_{kk}^{*n}/3 \quad (2.20)$$

$$\delta_{i1}^{*n} = 3 \ \kappa \delta_{i1}^{*n} \qquad (2.21)$$

$$\delta_{ij}^{*n} + F_{i}^{*n} = 0 \quad \text{przy} \quad F_{i}^{*n} = (-1)^{n} (F_{i}^{n+1} - F_{i}^{n}) \quad (2.22)$$

$$\begin{cases} \delta_{ij}^{*n} I_{j} = R^{*n} \quad \text{na} \quad S_{\delta} \\ u_{i}^{*n} = u_{0i}^{*n} \quad \text{na} \quad S_{u} \end{cases} \quad (2.23)$$

$$2 \ \delta_{ij}^{*n} = u_{i,j}^{*n} + u_{j,i}^{*n} \quad (2.24)$$

Równanie określające związek pomiędzy naprężeniami w kolejnych cyklach 6ⁿ i odkształceniami ^{© n} przyjmuje w tym przypadku postać

 $\delta^{*n} = \phi_{n}^{*}(\Theta^{*n}, \Theta^{*n-1})$ (2.25)

Tę funkcję opisującą własności materiału w zakresie sprężystym i plastycznym dla zakresu sprężystego zapisuje się następująco

$$n = 2 \, \mathrm{Ge}^{n}$$
 (2.26)

W pracy [6] zaproponowano przedstawienie związku (2.25) w postaci

$$\boldsymbol{\delta}^{*n} \simeq 2 \, \operatorname{GO}^{*n} (1 - \boldsymbol{\omega}^{n}), \quad \boldsymbol{\omega}^{n} = 0 \, \operatorname{dla} \, \boldsymbol{\Theta}^{*n} \tag{2.27}$$

gdzie:

.0

6

e:
$$n_s = \sigma_s^n/2$$
 G (σ_s^n - granica sprężystości).

Próby określenia ogólnej postaci zależności typu (2.27) związane są z przyjmowanymi modelami materiału [11-13], których weryfikacja wymaga prowadzenia badań w różnych warunkach zdeterminowanych takimi parametrami, jak zakres odkształcenia i temperatura. W warunkach oddziaływania nierównomiernego, cyklicznie zmiennego pola temperatur równanie (2.25) powinno uwzględniać dodatkowo wpływ temperatury na zmiany własności materiału. Można wówczas zapisać

 $\boldsymbol{6}^{*} = \boldsymbol{\phi}^{*} \left(\boldsymbol{\Theta}^{*}, \mathbf{T}\right) \tag{2.28}$

W związku z wpływem temperatury na wartości stałych sprężystości oraz po uwzględnieniu odkształceń cieplnych otrzymuje się

$$\phi_{11} = 3 K(T) (\delta_{11} + 3\beta_0 T), \quad \beta_0 = \frac{1}{T} \int_T^{T+T_0} \beta(T) dT$$
 (2.29)

gdzie:

β(T) - jest współczynnikiem rozszerzalności cieplnej,

- oznacza temperaturę początkową.

Przedstawione w niniejszym rozdziałe zależności mogą stanowić podstawę do opracowania numerycznego modelu, który dawałby możliwość symulacji zachowania się obiektu w warunkach eksploatacji. Należy jednakże wziąć pod uwagę, że możliwość opracowania takiego modelu jest w znacznym stopniu uzależniona od informacji dotyczących własności materiału, przy czym własności te w ogólnym przypadku są funkcją aktualnego stanu materiału scharakteryzowanego wartościami temperatury, naprężenia i odkształcenia, jak również historią procesu odkształcania. Uwzględnienie tego faktu decyduje o dokładności przyjmowanych matematycznych modeli materiałów, co warunkuje równocześnie dokładność zastosowanych metod wyznaczania pól naprężeń i odkształceń.

2.1.2. Modele materiału poddanego działaniu zmiennych obciążeń i temperatury

Związki pomiędzy naprężeniami i odkształceniami mogą być złożone nawet dla prostych przypadków obciążenia. W procesie cyklicznego odkształcania wynika to między innymi z zależności, jaką obserwuje się pomiędzy parametrami charakterystyk odkształcania i liczbą cykli obciążeń. W celu zbadania kinetyki niskocyklicznego odkształcania w wielu opracowaniach analizowany jest w związku z tym jednoosiowy stan naprężenia [11-13, 35-49], którego poznanie jest szczególnie istotne z punktu widzenia metodyki prowadzenia badań, ograniczających się zazwyczaj do tego przypadku z uwagi na możliwość praktycznej realizacji. Ze względu na sposób cyklicznego obciążania można wyróżnić w tych warunkach odkształcanie przy zachowaniu stałej amplitudy odkształcenia lub stałej amplitudy naprężenia. Obie metody badań wynikają z określonych warunków występujących w obiekcie. Geneza badań przy stałej amplitudzie odkształcenia związana jest z procesami uplastycznienia przeciwzwrotnego [50], występującymi np. w obszarach spiętrzenia naprężeń. Zastosowanie tej metody badań znajduje uzasadnienie w modelu Rice'a [7] ujmującym mechanizm lokalnego sprężysto-plastycznego odkształcania. Odkształcanie przy zachowaniu stałej amplitudy naprężenia występuje w procesach niszczenia przy wysokich obciążeniach i zachowaniu swobody odkształceń.

Izotemperaturowe cykliczne odkształcanie w warunkach stałej amplitudy odkształcenia całkowitego lub plastycznego scharakteryzowane jest przebie-



Rys. 2.2. Petle histerezy przy cyklicznym sprężysto-plastycznym odkształcaniu

Fig. 2.2. Hysteresis loops at the cyclic elastic-plastic strains



Rys. 2.3. Krzywe cyklicznego umocnienia (u) i osłabienia (o) Fig. 2.3. Curves of the cyclic hardening (u) and weakening (o)

giem petli histerezy (rys. 2.2), dla której $\Delta \mathcal{E}_{c} = 2 \mathcal{E}_{c} = \text{const}$ lub $\Delta \mathcal{E} = 2\mathcal{E}_{p} = \text{const}$, gdzie $\Delta \mathcal{E}_{c}$ i $\Delta \mathcal{E}_{p}$ są zakresem odkształcenia całkowitego i plastycznego, \mathcal{E}_{c} i \mathcal{E}_{p} są amplitudą odkształcenia całkowitego i plastycznego. Zakres odkształceń sprężystych

$$\Delta \mathcal{E}_{\rm g} = \Delta \mathcal{E}_{\rm g} - \Delta \mathcal{E}_{\rm g} = \frac{\Delta \mathcal{G}}{\mathbb{E}}$$
(2.30)

Przy stałej amplitudzie odkształcenia zakres naprężenia zmienia się w kolejnych cyklach obciążeń (rys. 2.3), rosnąc (krzywe u - materiały umacniające się cyklicznie) lub malejąc (krzywe o - materiały ulegające cyklicznemu osłabieniu) W szczególnych przypadkach materiały mogą być cyklicznie stabilne - $\Delta G = const$, lub w pewnych zakresach wykazywać cykliczne umocnienie, a w innych osłabienie. Ustabilizowanie się zakresu naprężenia związane jest z osiągnięciem tzw. stanu nasycenia, zakres naprężenia oznaczono w tym przypadku jako ΔG .

Jeśli odkształcanie odbywa się przy;zachowaniu stałej amplitudy naprężenia, wówczas umacnianiu cyklicznemu odpowiada zmniejszanie w kolejnych/cyklach $\Delta \mathcal{E}_c$ i $\Delta \mathcal{E}_c$, natomiast osłabianie ujawnia się we wzroście $\Delta \mathcal{E}_c$ i $\Delta \mathcal{E}_p$.

Ponieważ stan nasycenia obejmuje, dla większości materiałów, ponad 2/3 liczby

cykli do zniszczenia, dane w odniesieniu do parametrów ustabilizowanych pętli histerezy stanowią podstawową informację o cyklicznych własnościach materiału. Własności te obrazuje krzywa cyklicznego odkształcenia, przedstawiająca w postaci graficznej zależność $\frac{1}{2} = f(\Delta \mathcal{E}_{cu})$ [1, 4, 7, 33] (rys. 2.4).

- 17 -

Jedną z pierwszych prób sformułowania matematycznego modelu opisującego przebieg cyklicznego odkształcania jest model Masinga [33, 49]. Model ten opiera się na wykorzystaniu równania krzywej wstępnego obciążenia i transformacji skali. Jeżeli krzywa obciążenia wstępnego określona jest równaniem

 $\vec{\mathbf{b}} = \mathbf{f}(E)$

 $S = 2 f(\frac{e}{2})$

- 18



Rys. 2.4. Krzywa cyklicznego odkształcenia – ilustracja sposobu jej wyznaczania

Fig. 2.4. A curve of the cyclic strain - an illustration how to determine it (2.31)

(2.32)

to przebieg odciążenia opisuje, zgodnie z przyjętym modelem, równanie

Początek układu współrzędnych S i e znajduje się w punkcie odpowiadającym początkowi odciążenia. Osie S i e mają zwroty przeciwne do osi G i & . Współrzędne S i e związane są z naprężeniem i odkształceniem w półcyklu obciążenia G i & zależnościami:

 $S = G^{(0)} - G, e = E^{(0)} - E^{(2.33)}$

gdzie:

6⁽⁰⁾, E⁽⁰⁾ sa napřeženiem i odkształceniem na końcu półcyklu obciąženia wstępnego.

W układzie współrzędnych 6, & równanie krzywej powtórnego obciążenia - odciążenia ma postać

$$6 = 6^{(0)} - 2 f(\frac{\epsilon^{(0)} - \epsilon}{2})$$

Moskwitin w swojej pracy [6] proponuje model opierający się na równaniu (2.34), który nazywa uogólnionym modelem Masinga

$$S = \alpha_2 f(\frac{e}{\alpha_2})$$
 lub $\sigma^{(1)} = \sigma^{(0)} - \alpha_2 f(\frac{\epsilon^{(0)} - \epsilon^{(1)}}{2})$ (2.35)

Dla kolejnego n-tego półcyklu obciążenia

$$s_n^* = \alpha_n \phi'(\frac{\Theta_n}{\alpha_n})$$
,

przy czym

Indeksy (o), (1), n we wzorach (2.35) - (2.37) odpowiadają punktom, w którym następuje zmiana zwrotu obciążenia. Z zależności (2.35) i (2.36) otrzymuje się

 $\mathfrak{G}_{n}^{*} = (-1)^{n} (\mathfrak{G}^{n-1} - \mathfrak{G}^{n}), \quad \mathfrak{g}^{*} = (-1) (\mathfrak{g}^{n-1} - \mathfrak{g}^{n})$

$$\sigma^{n} = \sigma' - \sum_{k=2}^{n} (-1)^{k} \alpha \, k \, \phi \, \left[(-1)^{k} / \alpha_{k} \, (\Theta^{k-1} - \Theta^{k}) \right]$$
(2.38)

Współczynniki $\alpha_n = (n-1)^{\mathcal{H}}$ są w ogólnym przypadku funkcją liczby półcykli i określa się je eksperymentalnie.

Model Masinga znajduje w podstawowej i zmodyfikowanych wersjach zastosowanie w wielu zagadnieniach z zakresu analizy własności materiałów oraz teorii procesów cyklicznego obciążania konstrukcji [31-33, 36-41].

Istnieją również inne próby opisu odkształcania przy powtórnym obciążaniu, spośród których na uwagę zasługują metody zaproponowane w pracach [51, 52]. Proponuje się [51] między innymi opis powtórnego odkształcenia równaniem

$$G^{(1)} = \mathcal{E}^{(0)} - \frac{\mathcal{E}^{(0)}}{E} F(\frac{\mathcal{E}^{(1)}}{\mathcal{E}^{(0)}}) + \frac{\mathcal{E}^{(1)} - \mathcal{E}^{(0)}}{E}$$
(2.39)

gdzie:

 $F(\frac{\sigma^{(1)}}{\sigma^{(1)}})$ jest funkcją wyznaczaną eksperymentalnie.

W pracy [52] zaproponowano równanie

 $\phi^{(1)} = f(2 \mathcal{E}^{(0)} - \mathcal{E}^{(1)}) - 2 f(\mathcal{E}^{(0)} - \mathcal{E}^{(1)})$ (2.40)

W pracy [33] przedyskutowano wiele zależności opisujących przebieg pętli histerezy przy cyklicznym odkształcaniu, przyjęto dla stanu ustalonego równanie

$$\overline{\mathcal{E}} = \frac{\overline{\mathcal{E}}}{\overline{\mathcal{E}}}_{O} + 2 \left(\frac{\overline{\mathcal{E}}}{2}_{O}\right)^{n}$$
(2.41)

gdzie stałe E_{o} , B_{o} , n określano z aproksymacji krzywej cyklicznego odkształcenia. Równanie powyższe opisuje przebieg gałęzi pętli histerezy w układzie osi $\vec{6}$, \vec{c} , który w każdym przypadku ma swój początek w wierzchołku pętli. Zwroty osi zmieniają się na przeciwne w kolejnych półcyklach obciążenia.

(2.36)

W procesach zmęczenia cieplno-mechanicznego równania opisujące stan materiału zawierać powinny temperaturę jako wielkość wpływającą na własności tworzywa. Dla przypadku jednoosiowego obciążenia funkcję zmiennych \mathcal{G}_{ij} , \mathcal{C}_{ij} , T, t zapisać można [12] w postaci

(2.42)

(2.43)

(2, 44)

(2.45)

qdzie:

E i 6 są odkształceniem i naprężeniem osiowym.

 $\mathcal{E} = F(G,T,t)$

Różniczka funkcji (2.42) wyraża się zależnością

 $d\mathcal{E} = \frac{\partial \mathcal{E}}{\partial \mathcal{E}} d\mathcal{O} + \frac{\partial \mathcal{E}}{\partial \mathcal{T}} dT + \frac{\partial \mathcal{E}}{\partial \mathcal{E}} dt$

Dla modelu materiału lepko-sprężystego

$$\frac{\partial \mathcal{E}}{\partial \mathcal{G}} d\mathcal{G} = \frac{1}{E} d\mathcal{G}$$
$$\frac{\partial \mathcal{E}}{\partial T} dT = \beta dT$$
$$\frac{\partial \mathcal{E}}{\partial T} dt = \hat{\mathcal{E}} dt$$

gdzie:

E jest modułem sprężystości,

👂 współczynnikiem rozszerzalności cieplnej, a

& szybkością odkształcenia.

 $d\mathcal{E} = \frac{1}{E} d\mathcal{E} + \beta dT + \dot{\mathcal{E}} dt$

Uwzględniając zależność modułu sprężystości od temperatury oraz obliczając pochodną cząstkową odkształcenia podług temperatury otrzymano

$$\frac{\partial}{\partial T} \left(\frac{\partial E}{\partial 6} \right) = \left(\frac{-1}{E^2} \right) \frac{dE}{dT}$$
(2.46)

oraz

$$\frac{\partial}{\partial T}$$
 (\mathcal{E}) dT = $-\left(\frac{\delta}{r^2}\right) \left(\frac{dE}{dT}\right)$ dT (2.47)

Jeżeli pominięta zostanie część odkształcenia związana z pełzaniem, wówczas

$$d\mathcal{E} = \frac{d\mathcal{G}}{E} + \beta dT - \left(\frac{\mathcal{G}}{E^2}\right) \frac{dE}{dT} dT$$
(2.48)

Zakres odkształcenia w obszarze sprężystym określony dla dowolnego przebiegu zależności pomiędzy naprężeniami i odkształceniami pomiędzy dwoma punktami w przestrzeni \mathcal{E} , \mathcal{E} , T dany jest wzorem

$$(\Delta \mathcal{E})_{1-2} = \int_{1}^{2} \frac{d\mathcal{E}}{E} + \int_{1}^{2} p \, d\mathbf{T} - \int_{1}^{2} \frac{\mathcal{E}}{E^{2}} \left(\frac{dE}{d\mathbf{T}}\right) d\mathbf{T}$$

Jednoczesne oddziaływanie cyklicznych zmian temperatury i obciążeń determinuje specyficzne cechy sprężysto-plastycznego odkształcania, w związku z czym zmęczenie cieplno-mechaniczne traktowane jest często jako odrębny, zasadniczo różny od zmęczenia mechanicznego, sposób niszczenia materiałów.



Rys. 2.5. Model Coffina przyjmowany dla analizy stanu elementarnej objętości materiału poddanej cyklicznemu ogrzewaniu

Fig. 2.5. Coffin's model accepted for the analysis of the state of the elementary material volume subjected to the cyclic heating dań jest w tym przypadku sposób zaproponowany przez Coffina 11-13. U podstaw metody leży analiza stanu elementarnej objetości materiału poddanej cyklicznemu nagrzewaniu. Modelem odzwierciedlającym zachowanie się materiału przy cyklicznym nagrzewaniu może być w tym przypadku pręt sztywno utwierdzony (rys. 2.5). W analizie przebiegu procesu sprężysto-plastycznego odkształcania wygodnie jest posługiwać się pojęciami odkształcenia cieplnego - Ć_m, mechanicznego - \mathcal{E}_{H} i geometrycznego - \mathcal{E}_{G} . W przypadku szczególnym pręta sztywno utwierdzonego (rys. 2.5), przy założeniu

(2.49)

Powszechnie stosowaną metoda ba-

równomiernego rozkładu temperatury na całej jego długości

$$\mathcal{E}_{\mathrm{T}} = \mathcal{E}_{\mathrm{M}} \tag{2.50}$$

Pomijając część odkształcenia związaną z czasem zapisuje się

 $\mathcal{E}_{M} = \mathcal{E}_{c} = \mathcal{E}_{p} \quad \mathcal{E}_{s} \tag{2.51}$

Odkształceniu $\mathcal{E}_{\rm p}$ – plastycznemu i $\mathcal{E}_{\rm s}$ – sprężystemu odpowiadają przy obciążeniach cyklicznie zmiennych zakresy odkształceń $\Delta \mathcal{E}_{\rm p}$ i $\Delta \mathcal{E}_{\rm s}$.

Zależności (2.5) i (2.51) obowiązują dla modelu idealnego, zakładającego równomierny rozkład temperatury, naprężeń i odkształceń na długości pręta. W rzeczywistości warunki niszczenia znacznie odbiegają od przyjętych założeń. Niższa granica plastyczności w obszarze o wyższej temperaturze powoduje, że lokalne odkształcenie w środku pręta może kilkakrotnie przewyższać średnią [4, 13]. Znaczny wpływ na lokalizację odkształceń wywiera proces umacniania. Proces ten w połączeniu z oddziaływaniem na siebie obszarów o zróżnicowanych, poprzez wpływ nierównomierności pola temperatur, własnościach związanych z rozkładem temperatury podczas grzania i chłodzenia, powoduje kumulowanie się plastycznych odkształceń w różnym stopniu w różnych obszarach na długości pręta. Zależnie od własności tworzywa, sposobu grzania -i chłodzenia, pręt taki może przybierać w miarę upływu kolejnych cyklu złożony kształt. Mechanizm opisany powyżej, który obserwować można w laboratorium podczas badania próbek, oddziałuje w o wiele bardziej złożonej postaci w obiekcie. Stanowi to w wielu przypadkach o znacznych trudnościach w eksperymentalnym określeniu relacji pomiędzy parametrami istotnymi dla procesu zmęczenia.



- Rys. 2.6. Model obrazujący zachowanie się elementarnej objętości materiału poddanej cyklicznemu nagrzewaniu, przyjęty w pracy [11]
- Fig. 2.6. A model representing the behaviour of the elementary material volume subjected to the cyclic heating, accepted in the work [11]

Model fizyczny materiału umożliwiający interpretację procesu kumulacji odkształceń przedstawiono na rys. 2.6 [11]. Model ten złożony jest z elementu 1, połączonego ze sprężyną 3 oraz sztywnym prętem 2, którego sztywność $c_2^{-\infty}$, $c_3^{-} < C_1$. Elementy 2 i 3 zapewniają możliwość uwzględnienia współ-

zależności odkształceń związanej z rodzajem więzów i cechami geometrycznymi obiektu. Jeżeli odkształcane ciało 1 (rys. 2.6) jest swobodne, to podczas cyklicznych zmian temperatury w zakresie T_{min} do T_{max} punkt A przemieszcza się w zakresie od położenia wyjściowego 0 do położenia B. Amplituda przemieszczenia równa jest

- 23 -

$$/2 = \beta \frac{T_{max} - T_{min}}{2} 1_1$$
 (2.52)

W przypadku C₃ = ∞ odkształcenie cieplne równe jest odkształceniu mechanicznemu. Dla C₃ ≠ ∞ otrzymuje się

$$\Delta \mathcal{E}_{c} = \beta \Delta T - \frac{\delta_{r} + \delta_{c}}{1}$$
(2.53)

oraz

$$\Delta \mathcal{E}_{p} = \Delta \mathcal{E}_{c} - \frac{\sigma_{r}}{\mathbb{E}(\mathrm{Tmin})} - \frac{\sigma_{c}}{\mathbb{E}(\mathrm{Tmax})}$$
(2.54)

gdzie: δ_r , δ_c oraz δ_r i δ_c są przemieszczeniem i naprężeniem przy rozciąganiu i ściskaniu (rys. 2.6).

W celu oceny wpływu współzależności odkształceń i związanego z nią efektu ich lokalizacji na parametry charakterystyk odkształcania wprowadza się współczynnik "sztywności obciążenia" [13] k_s $\simeq \Delta \varepsilon /\Delta \varepsilon_{\rm T}$. Przyjmując, że nagrzewany jest również element 2, otrzymuje się

$$\Delta l_{\rm M}^{(1)} = \Delta l_{\rm T}^{(1)} + \Delta l_{\rm T}^{(2)} - \delta_3$$
(2.55)

gdzie:

 $\delta_3 = \frac{\Delta \delta F_0}{C_0}$ - jest przemieszczeniem punktu A, natomiast C, - sztywnością układu.

Wariant Carrow daje karrow 1. W przypadku takim odkształcenie mechaniczne jest większe od cieplnego. Występuje wówczas efekt lokalizacji odkształceń.

Model pokazany na rysunku 2.6 ma istotne znaczenie z punktu widzenia technik prowadzenia badań procesu zmęczenia cieplno-mechanicznego. Zgodnie z zasadą funkcjonowania zobrazowaną na schemacie 2.6 działa wiele stanowisk badawczych opisanych w pracach [11, 13]. Wprowadzenie zmiennej sztywności C_o regulowanej wartością c₃ lub C₂ umożliwia niezależne badanie wpływu zmian temperatury i zmian obciążenia na charakterystyki zmęczeniowe materiału. Uzyskuje się w ten sposób charakterystyki, których przebieg może być zdeterminowany wartościami parametrów zmęczenia, jak również współzależnościami pomiędzy tymi parametrami.

- 22 -

2.1.3. Kinetyka przemian struktury pół dyslokacji przy sprężysto-plastycznym niskocyklicznym odkształcaniu

Dyslokacje w materiałach krystalicznych mogą powstawać w wyniku działania naprężeń o odpowiednio dużych wartościach, niedopasowania siecj na granicy zrastania dwóch sąsiednich kryształów lub są efektem przesycenia sieci wakansami [53-56]. Mechanizmy te występują podczas krystalizacji. W efekcie ich działania gęstość dyslokacji w kryształach w temperaturze bliskiej temperaturze topnienia osiąga wartość 10⁶ cm⁻². Po procesie krystalizacji w strukturze materiału pozostaje układ dyslokacji, który może podlegać dalszym zmianom w wyniku kolejnych etapów procesu technologicznego - procesów przeróbki plastycznej, obróbki cieplnej lub wskutek obciążeń w trakcie eksploatacji. Powstawanie dyslokacji w obszarze kryształu, gdzie nie ma defektów, wymaga bardzo dużych naprężeń rzędu ዥ [57-59]. Praktycznie jednakże wartości naprężeń powodujących wzrost gęstości dyslokacji podczas plastycznego odkształcania są znacznie mniejsze. Wynika stąd, że w procesie plastycznego odkształcania źródłem dyslokacji są inne mechanizmy, wśród których największą rolę przypisuje się źródłom Franka-Reada 53-61. Możliwe jest również mnożenie dyslokacji poprzez ich wspinanie się. Jest to tzw. źródło Bardeena- Herringa 59 . Można przyjąć, że w metalach podstawowym źródłem dyslokacji jest mechanizm Frania-Reada, jednakże nie wyjaśnia on wielu zjawisk, które obserwuje się [1, 53, 59] w strukturze materiału podczas odkształcania. Wzrost gęstości dyslokacji może bowiem w tym przypadku następować poprzez wielokrotny poślizg poprzeczny, co stwierdzono eksperymentalnie badając pasma poślizgu 59,

W podwyższonych temperaturach w wyniku cieplnie aktywowanego procesu dyfuzji defektów punktowych zachodzi wspinanie dyslokacji, co prowadzi do zmiany ich płaszczyzn poślizgu. Pod wpływem wzajemnego oddziaływania na siebie dyslokacji oraz wspinania, ich układy przekształcają się w niskoenergetyczne granice wąskokątowe 53-59 . Zmiany struktury w wyniku odkształceń plastycznych w podwyższonych temperaturach stanowią więc wynik równoczesnego generowania nowych dyslokacji, ich mnożenia wskutek działania naprężeń oraz wpływu cieplnie aktywowanych procesów dyfuzji. Specyficznym zachowaniem w procesie odkształcania charakteryzują się metale o małej energii błędu ułożenia. W materiałach tych istnieją warunki sprzyjające dysocjacji dyslokacji i tworzeniu błędów ułożenia. O strukturze dyslokacyjnej materiałów charakteryzujących się małą EBU, odkształcanych w temperaturach podwyższonych, decydują w danym przypadku między innymi dwa przeciwstawne oddziaływania. Powstające bowiem pasma błędów ułożenia stanowią przeszkody dla przemieszczających się dyslokacji. Równocześnie jednakże wysokie temperatury stwarzają warunki sprzyjające przemieszczaniu, a w szczególności wspinaniu dyslokacji.

Metale i ich stopy nawet po procesie wyżarzania wykazują znaczną gęstość dyslokacji [61] od 10^6-10^8 cm⁻². Podczas eksploatacji gęstość ta zmienia się i w przypadku plastycznych odkształceń osiąga wartości od $10^{11}-10^{12}$ cm⁻².

Gęstość zmienia się nie tylko w wyniku działania dużych statycznych obciążeń. Znaczne zmiany struktury zachodzą również w procesie zmęczenia nawet w przypadku względnie małych amplitud naprężeń (odkształceń). We wcześniejszych stadiach proces zmęczenia wiąże się ze zmianą gęstości dyslokacji i wzrostem energii sprężystej [1, 60-62]. Pętle dyslokacyjne zmieniają swój promień w miarę upływu kolejnych cykli. W pracy [62] podano wzór określający związek pomiędzy promieniem pętli (r), wartością naprężenia stycznego ($\tilde{\iota} - \tilde{\iota}$) i liczbą cykli obciążeń (N)

- 25 -

$$N) = \frac{Gb}{8\pi(1-\varphi) \left(\vec{v} - \vec{v}_{o}\right) \sqrt{N}}$$
(2.56)

W kolejnych cyklach pętle dyslokacyjne grupują się w skupienia lub ścianki tworząc w przypadku stali austenitycznych i dużych wartości amplitud naprężenia lub odkształcenia uporządkowane układy struktury komórek dyslokacyjnych.

Biorąc pod uwagę działanie istniejących oraz mechanizmy powstawania nowych źródeł dyslokacji, w pracy [61] określono związek pomiędzy gęstością dyslokacji i liczbą cykli zmiennych obciążeń w stałej temperaturze. Przyrost gęstości dyslokacji jednostkowych (d ρ) w czasie dN cykli określono wzorami:

$$d\rho = (a_1 + a_2 \rho) \mathcal{E}_p dn$$
 (2.57)

dla cyklicznego obciążenia przy stałej amplitudzie odkształceń plastycznych oraz

$$d\rho = (a'_1 + a'_2 \rho) (d_a - d_o) dn$$
 (2.58)

dla zmęczenia przy stałej amplitudzie naprężenia.

We wzorach (2.57) i (2.58) dn jest przyrostem liczby pętli dyslokacyjnych odniesionym do N-tego cyklu w ciągu dN cykli, a_1, a_2, a_1, a_2 są współczynnikami proporcjonalności, \mathcal{O}_{O} natomiast naprężeniem granicznym, poniżej którego nie działają źródła dyslokacji nawet po uwolnieniu ich od punktowych defektów. Po scałkowaniu powyższych równań otrzymano

$$\rho = (\rho_0 + a_1/a_2) \exp\left[a_2 \mathcal{E}_p n(N)\right] - a_1/a_2$$
(2.59)

$$P = (P_0 + a'_1/a'_2) \exp \left[a'_2(G_0 - G_0)n(N)\right] - a'_1/a'_2$$
(2.60)

 ρ_{o} oznacza gęstość początkową.

r (

Jeżeli generowanie dyslokacji następuje w wyniku ich przecinania się w różnych płaszczyznach poślizgu, otrzymuje się:

- 27 -

- 26 -

(2.61)

(2.62)

$\rho = \rho_{o} \exp \left[a_{2} \left(\sigma_{a} - \sigma_{o} \right) n \left(N \right) \right] .$

 $\rho = \rho_{\text{exp}} \left[a_2 \mathcal{E}_p n(N) \right],$

W celu uwzględnienia w powyższych zależnościach oddziaływania temperatury należałoby określić jej wpływ w sensie ilościowym na proces mnożenia dyslokacji. Wpływ ten może być różny w zależności od materiału oraz zachodzących w nim procesów dyfuzji i wydzielania zdeterminowanych cieplną aktywacją w wysokich temperaturach.

Zależności (2.61) i (2.62) opisują zmęczenie materiału jako proces wzrostu gęstości dyslokacji. Jest on jednakże tylko jednym z wielu elementów całego kompleksu zjawisk składających się na zmiany własności i dekohezję metali poddanych działaniu zmiennych pól obciążeń. Oprócz zmian ilościowych wywołanych cyklicznym odkształcaniem, które charakteryzuje gęstość dyslokacji, wewnątrz poszczególnych ziarn materiału w procesie zmęczenia zachodzą zmiany rozkładu dyslokacji. Monografia [1] zawiera syntetyczne omówienie wyników wielu prac dotyczących badań struktury dyslokacji metali, w warunkach zmęczenia, wykonanych przy wykorzystaniu mikroskopu elektronowego oraz zastosowaniu techniki cienkich folii. Podsumowując omówienie mechanizmów kształtowania struktury dyslokacji w warunkach zmęczenia przedstawiono w niej schematyczne ujęcie zakresów występowania różnych układów dyslokacyjnych w metalach o sieciach regularnych płaskocentrycznych w zależności od energii błędu ułożenia (\uparrow) dla niskich i wysokich amplitud naprężenia.

Poznanie mechanizmów kształtowania struktury dyslokacji nabiera szczególnego znaczenia z uwagi na istotny związek tej struktury z procesami zarodkowania pęknięć. W pracach [1, 63, 64] omówiono teorie powstawania i rozwoju pęknięć, wiekszość z nich związana jest z ewolucją struktury dyslokacji, wyróżnić można w tym przypadku mechanizm spiętrzania dyslokacji na przeszkodach, spiętrzanie dyslokacji na przecięciu płaszczyzn poślizgu, oddziaływanie dyslokacji w równoległych płaszczyznach poślizgu, zarodkowanie na granicach wąskokątowych, bliźniakach przecięciu pasm poślizgu ze sobą lub granicami ziarn.

W wysokich temperaturach istotną rolę mogą pełnić mechanizmy generowania i zasklepiania pustek dekohezyjnych [64]. Ich dominujące znaczenie należałoby jednakże wiązać z pełzaniem i temperaturami większymi od 0,5 T_t, w których odkształcenie w znacznym stopniu zdeterminowane jest procesami dyfuzji [58, 64]. Wymienione mechanizmy dyslokacyjne wymagają dalszej weryfikacji eksperymentalnej.

2.2. Przegląd kryteriów trwałości materiałów w zakresie zmęczenia niskocyklicznego

Opracowanie kryteriów trwałości niskocyklicznej polega na sformułowaniu warunków, przy spełnieniu których element poddany zmęczeniu niskocyklicznemu wykazywał będzie pożądaną trwałość. Wymaga to określenia zależności pomiędzy liczbą cykli obciążeń do zniszczenia oraz przyjętymi wielkościami kryterialnymi. Zależności te dają możliwość wyznaczenia granicy obszaru wartości wielkości kryterialnych, dopuszczalnych z uwagi na zapewnienie żądanej trwałości. Wielkościami kryterialnymi są w danym przypadku parametry charakteryzujące cykliczne zmiany naprężeń i odkształceń, takie jak np. zakres odkształcenia, zakres naprężenia, amplituda odkształcenia czy energia rozpraszana w materiale podczas jednego cyklu obciążenia.

Jedną z pierwszych prób sformułowania kryterium trwałości w warunkach zmęczenia niskocyklicznego przedstawił Manson [4]. Zaproponował on następującą postać zależności pomiędzy liczbą cykli do zniszczenia N_z i zakresem odkształceń plastycznych ($\Delta \mathcal{E}_n$)

$$\tilde{z}_{p} N_{z}^{oc} = C$$
 (2.63)

Oti C są stałymi materiałowymi,

 $\Delta \langle$

gdzie:

Równanie (2.63) stanowi rozwinięcie opracowanego przez Orowana związku

E. N.	=	C1	(2.64)
p	Z	-1	(===;

Bada ia eksperymentalne oraz próba fizykalnej interpretacji wzoru (2.63) przy zastosowaniu metody energetycznej umożliwiły Coffinowi [65] zapisanie go w postaci

 $\Delta \mathcal{E}_{p N_{z}}^{\frac{1}{2}} = C \qquad (2.65)$

Coffin zaproponował również sposób określania stałej C

 $C = \frac{1}{2} \ln \frac{1}{1-z}$ (2.66)

Według Martina [66], C = $\frac{1}{\sqrt{2}}$ ln $\frac{1}{1-z}$, natomiast według Mansona, C= (ln $\frac{1}{1-z}$)^{0,6}. W pracy [11] przedstawiono próbę uogólnienia zależności

$$\int_{0}^{\infty} F \, \mathrm{dN} = 1 \tag{2.67}$$

gdzie: α_0 - długość trajektorii odkształcenia plastycznego, F = A . $\Delta \delta_0$ - funkcja uszkodzeń, -

 $\alpha_{\rm D} = 2\Delta \mathcal{E}_{\rm D} N_{\rm Z}$

(2.68)

Równanie (2.67) odnosi się tak do cyklicznych, jak i statycznych obciażeń. Po podstawieniu do (2.67) $F = A \Delta \mathcal{E}_{-}$ oraz zależności (2.6() otrzymuje się

$$\Delta \varepsilon_{\rm p} N_{\rm z}^{1/2} = \sqrt{1/2} \, \text{A}.$$

A jest stała zależna od rodzaju materiału.

Podobne do (2.69) kryterium uwzględniające wielkość pracy odkształceń plastycznych zaproponowała Iwanowa [13]

 $\Delta \epsilon N_{\pi}^{1/2} = \sqrt{a_{\pi}/G}$

gdzie:

a jest pracą właściwą odkształceń plastycznych.

Kryteria energetyczne stanowią grupę najczęściej stosowanych w opisie trwałości związków pomiedzy parametrami zmeczenia i liczba cykli obciażeń. Zazwyczaj opierają się one na pomiarze pracy odkształceń plastycznych wyznaczonej z przebiegu petli histerezy.



Rys. 2.7. Petla histerezy (a) oraz wykres zmeczeniowy (b) - ilustracja do modelu Feltnera i Morrowa [43]

Fig. 2.7. Histeresis loop (a) and the fatigue diagram (b) - an illustration for Feltner and Morrov's model

Feltner i Morrow [43] założyli, że zniszczenie nastąpi wówczas, gdy praca odkształcenia plastycznego mierzoną polem powierzchni pętli histerezy (rys. 2.7a) przy cyklicznym obciążeniu osiągnie wartość energii rozproszonej w materiale w czasie próby statycznego rozciągania (D_r)

 $D_{f} = \sum_{N_{N}}^{N_{z}} D_{N} = 2 N_{z}$ 3b

Przyjmując równanie krzywej cyklicznego odkształcenia w postaci

$$\mathcal{E}_{p} = \kappa' \sigma^{1/n},$$

wykorzystując zależność (2.72) otrzymano

$$\log \theta_{a} = K_{0} - \left(\frac{n'}{n'+1}\right) \log N_{z}$$
(2.73)

adzie:

N

N=

(2.69)

 $\left[\frac{D_{f}(1+n')}{n'+1}\right]$ K = log

Wykres zmeczeniowy opisany równaniem (2.73) przedstawiono na rysunku 2.7b. Formułując warunek zniszczenia w postaci

$$\sum_{N=1}^{N} D_N = D_N \left(\frac{\vec{\sigma}_f}{\vec{\theta}_a}\right)^4$$

otrzymano równanie wykresu trwałości

$$\log d_a = \log d_f - \frac{n'}{1+5n'} \log (2 N_z)$$

adzie:

 $D_N = E_1 \Delta \mathcal{E}_p^2$

6. - jest rzeczywistym naprężeniem w chwili zerwania w próbie statycznej.

W pracy [66] przyjęto jako miarę zniszczenia energie związana z umocnieniem materiału (rvs. 2.8). Otrzymano

12.711

(2.72)

(2.74)

(2.75)

oraz

$$N_{z}^{0,5} \Delta \ell_{p} = \ell_{f} / \sqrt{2}$$
 (2.77)

dla przypadku liniowego umocnienia i

$$D_{N} = \frac{\Delta \hat{c}_{p}^{n+1}}{(n'+1)^{K'n'}}$$
(2.78)



Rys. 2.8. Model petli hi-

sterezy przyjęty przez

Fig. 2.8. The model of the hysteresis loop accepted by Martin

Martina [66]

2 N_n $(\Delta \varepsilon_n)^{n+1} = \varepsilon_{\varepsilon}^{n+1}$

dla nieliniowego umocnienia, gdzie:

 \mathcal{E}_{ϵ} - odkształcenie plastyczne przy zerwaniu,

n' - wykładnik umocnienia.



Rys. 2:9. Sposób określania części energii związanej ze zniszczeniem przyjęty przez Romanowa 67

Fig. 2.9. A way to determine the energy portion connected with the failure accepted by Romanov 67



(2,79)

(2.80)

81)

różnicę energii w półcyklu rozciągania i ściskania (rys. 2.9), w pracy [69] otrzymano:

 $(6_H^T \tilde{q}_F - 6_H^C \delta_C) = S_f = 6_H^S \delta_f$

6° - granica proporcjonalności w półcyklu ściskania,

S. - praca potrzebna do zniszczenia próbki podczas statycznego rozciągania,

6 - granica proporcjonalności wyznaczana podczas statycznego rozciągania.

Warunek (2.80) dla badań przy stałej amplitudzie odkształcenia całkowitego przyjmuje postać

ď.

- 30 -

$$\int_{0}^{N} \frac{\delta^2}{\delta_{f}^2} = 1$$
⁽²⁾

Rozszerzając zakres badań do wartości liczby cykli do zniszczenia N_>10*, Manson proponuje aproksymację wykresu trwałości zmęczeniowej równaniem

$$\Delta \mathcal{E}_{c} = \Delta \mathcal{E}_{p} + \Delta \mathcal{E}_{s} = M \dot{x}_{z}^{-\alpha} + \frac{A}{E} N_{z}^{-\mu}$$
(2.82)

Stałe M i A wyznacza się przy tym ze statycznej próby rozciągania [4]

$$M = (\ln \frac{1}{1-z})^{0,6}, \qquad A = 3,5 \text{ Rm}$$
 (2.83)

Coffin [71] przedstawił podobną do (2.82) zależność uwzględniająca wpływ częstości w

$$\Delta \mathcal{E}_{c} = \frac{c}{(N_{\omega}\omega^{k-1})^{\infty}} + \frac{A_{c}c^{n}}{E_{c}N^{\infty}}\omega^{\infty n(1-k)+k}$$
(2.84)

A, C, k, α , n, k₁ są stałymi zależnymi od temperatury i rodzaju materiału. W pracy [72] zastosowano kryterium zniszczenia w warunkach zmęczenia cieplno-mechanicznego w postaci

$$\int_{0}^{N} \frac{\hat{c}_{sk}}{\hat{c}_{f}} dN - \int_{0}^{N} \frac{\Delta \hat{c}_{p}}{\hat{c}_{f}/2} m dN = 1$$
(2.85)

gdzie:

E^{sk} - jest odkształceniem skumulowanym w wyniku cyklicznej anizotropii związanej np. z efektem lokalizacji odkształceń,

🗞 – zależnym od temperatury i czasu odkształceniem plastycznym podczas statycznego rozciągania (rzeczywiste odkształcenie zerwania).

Kryterium (2.85) wynika z hipotezy liniowego sumowania uszkodzeń.

Opierając się na kryterium Coffina, Moskwitin 6 uogólnia je na złożony stan naprężenia podając dla zmęczenia cieplno-mechanicznego zależność

$$2(3/2)^{1/(2\alpha t)} = \int_{0}^{2N} \left[\frac{\Theta_{p}^{*}(N)}{C(\Delta T)}\right]^{1/\alpha t} dN \qquad (2.86)$$

Stała C jest w tym przypadku funkcją zakresu zmian temperatury.

Monografie [11, 13] zawierają analizę wielu kryteriów trwałości w odniesieniu do zmęczenia cieplno-mechanicznego. Proponowany fenomenologiczny opis wyników badań wymaga dalszej weryfikacji eksperymentalnej oraz interpretacji fizykalnej. Ponieważ zjawiska powstawania szczelin zmęczeniowych obejmują mikroobszary o wymiarach mniejszych od wielkości ziarna, proponowane kryteria trwałości powinny znajdować uzasadnienie w zjawiskach zachodzących w mikrostrukturze polikrystalicznych tworzyw.

believes an Art and an experiment for ministration as departure which its plantations a proprietation rept from as containing of the

oraz

contra [10] attachterti publica in 18.425 minutede pergiunitation whys Ho

3. WYBÓR I UZASADNIENIE TEMATU

Proces mechanicznego zmęczenia niskocyklicznego tworzyw metalicznych omawiany jest w literaturze z uwzględnieniem wpływu na trwałość warunków technologii, jak np. spawania czy obróbki cieplnej. Obszerną grupę stanowią opracowania obejmujące weryfikację kryteriąw trwałości w warunkach zmęczenia mechanicznego. Mniej liczne natomiast są monografie i publikacje omawiające zagadnienia zmęczenia cieplno-mechanicznego materiałów żarowytrzymałych, które traktowane są często przyczynkowo. Z uwagi na istotne znaczenie tych materiałów we współczesnej technice istnieje potrzeba dokładnego ujęcia problemu ich niskocyklicznej trwałości. Brak jest miedzy innymi opracowanych dla nich matematycznych modeli charakterystyk zmęczeniowych, które ujmowałyby związki pomiędzy naprężeniami, odkształceniami, temperaturą i liczbą cykli obciążeń. Stosowane powszechnie metody badania zmęczenia cieplno-mechanicznego są obarczone wieloma wadami, związanymi z niedokładnościa pomiaru i sterowania w trakcie próby takimi wielkościami, jak odkształcenie, naprężenie i temperatura. Z uwagi na związek mechanizmów zarodkowania szczelin w stopach metali z niestabilnością struktury pół dyslokacji celowe jest poszukiwanie zależności pomiędzy cechami tej struktury i trwałością. Określenie powyższych zależności stanowiłoby istotny krok na drodze do opracowania modeli procesów fizycznych zachodzących podczas zmęczenia niskocyklicznego.

Każde z wymienionych zagadnień może być przedmiotem oddzielnych badań. Mając jednakże na uwadze aplikacyjny aspekt pracy, właściwe wydaje się ich łączne potraktowanie. Modele procesów fizycznych jak również zależności matematyczne opisujące zachowanie się materiału są elementami, stanowiacymi podstawę dla systemowego ujęcia obiektu. W literaturze specjalistycznej brak jest prób takiego ujęcia w odniesieniu do zmęczenia niskocyklicznego. Badania zmęczenia obejmują wybrane grupy materiałów. Kryteria trwałości zweryfikowane zostały dla określonych tworzyw. Uogólnienie opracowanych kryteriów wymaga weryfikcji eksperymentalnej i ustalenia zakresu ich ważności. Zagadnienia te są szczególnie istotne z punktu widzenia trwałości maszyn i urządzeń pracujących w podwyższonych temperaturach, jak na przykład aparatura w przemyśle chemicznym, urządzenia energetyczne w tym kotły, weglowe młyny wentylatorowe, turbiny itd. O ile procesowi zmęczenia niskocyklicznego stali konstrukcyjnych w temperaturze pokojowej poświęcono w literaturze krajowej kilka opracowań o charakterze monograficznym, jak również istnieją publikacje na temat zmęczenia mechanicznego stali narzedziowych w podwyższonych temperaturach, to brak jest natomiast prac w odniesieniu do stali żarowytrzymałych. Dotyczy to zarówno zmęczenia mechanicznego, jak i cieplno-mechanicznego. W pracy skoncentrowano się więc na badaniach żarowytrzymałych stali austenitycznych, dążąc jednocześnie do osiągnięcia wyników przydatnych dla innych grup tworzyw metalicznych.

(rois trightsains)

- and a modulation of the substantian of the substantian of the substantian of the substantiants of the substantia

inter provide the state of the state of

An appr. 4.4 presentes infrared an province province presenter versioned)alonged restant absorbs. Spinseler ais to presidentiary almost classificates into prior.

treated closely pullance retrants subscriptions. Ante considts pointerie explorer visit public pulla approach t oblivitions.

- 33 -

4. CEL I TEZA PRACY

Dokładne ujęcie problemu zmęczenia niskocyklicznego wymaga opracowania modeli matematycznych i fizycznych oraz kryteriów trwałości, szczególnie istotnych obecnie ze względu na coraz powszechniej stosowane metody symulacji komputerowej.

Celem pracy jest w związku z tym zbudowanie modeli odzwierciedlających zjawiska zmęczenia niskocyklicznego materiałów żarowytrzymałych oraz opracowanie metod oceny ich trwałości.

W szczególności praca ma za zadanie:

- próbę sprecyzowania podstaw systemowego ujęcia obiektu poddanego zmęczeniu,
- opracowanie modeli procesów strukturalnych zachodzących podczas zmęczenia niskocyklicznego,
- weryfikację kryteriów trwałości odnoszących się do zmęczenia niskocyklicznego.

W analizie zachowania się obiektu poddanego zmęczeniu wzięto pod uwagę, jako istotne dla tego procesu, cechy geometryczne i materiałowe, pole naprężeń, odkształceń oraz pole temperatur. Wyszczególnione cechy są ze sobą sprzężone. Wynika to między innymi z wpływu cech materiałowych na rozkłady temperatur, naprężeń i odkształceń. Możliwe są również relacje odwrotne. W metalach i ich stopach w wyniku płastycznych, niskocyklicznych odkształceń wywołanych zmianami obciążeń lub temperatury może zachodzić przebudowa struktury pól dyslokacji. Skutkiem tego będą zmiany własności materiału takich, jak np. współczynniki umocnienia.

Na rys. 4.1 pokazano schemat obrazujący powiązania pomiędzy wyszczególnionymi cechami obiektu. Opierając się na przedstawionym ujęciu sformułowano tezę pracy:

Trwałość elementu poddanego zmęczeniu niskocyklicznemu można ocenić na podstawie wzajemnych relacji pomiędzy polem naprężeń i odkształceń a strukturą pól dyslokacji.

pe stall hannyanterpress a suspensative property principality is literiousely hanness fills spractically comprehensive annual fills of the state of the polyip institutely or format teaction is and an instally much a setting to the poly-



Rys. 4.1. Schemat obrazujący relacje pomiędzy cechami obiektu poddanego zmęczeniu niskocyklicznemu

Fig. .1. A diagram representing the relations between the object characteristics subjected to the low-cycle fatigue

account y conversion of a conversion of a conversion of the conver

"minorpation of states,"

- 35 -

Z uwagi na związek procesów dekohezji metali z niestabilnością ich struktury dyslokacyjnej oraz zależność umocnienia od cech tej struktury, badania makroskopowych zmian zachodzących w materiale nie dają dostatecznych informacji na temat procesów fizycznych decydujących o zmęczeniu niskocyklicznym i nie mogą wyjaśnić istoty tych zjawisk. Wyniki analizy zarówno teoretycznej, jak i eksperymentalnej dokonanej zgodnie z teorią dyslokacji, są w danym przypadku również niewystarczające do oceny trwałości konkretnego obiektu. Dążąc więc do poznania zarówno mechanizmów procesów zmęczenia niskocyklicznego, jak również opracowania metodyki oceny trwałości materiałów żarowytrzymałych, w pracy zastosowano metody teoretyczne z zakresu mechaniki ośrodków ciągłych i teorii dyslokacji oraz eksperymentalne metody mechaniki ciała stałego i fizyki metali.

Program pracy (rys. 5.1) zawiera próbę systemowego ujęcia obiektu poddanego zmęczeniu niskocyklicznemu oraz analizę teoretyczną i badania poszczególnych elementów tego ujęcia. Część teoretyczna obejmuje:

- model zmęczeniowego zachowania się materiału przy cyklicznym jednoosiowym obciążeniu,
- analizę mikromechanizmów zmęczenia niskocyklicznego oraz
- opracowanie metody analizy zależności pomiędzy własnościami zmęczeniowymi i strukturą pól dyslokacji.

Część eksperymentalna zawiera badania zmęczenia niskocyklicznego oraz badania struktury dyslokacyjnej. Celem badań zmęczeniowych jest weryfikacja zależności analitycznych, opracowanych w części teoretycznej. Badania struk÷ tury mają za zadanie określenie związków pomiędzy parametrami cyklu odkształcenia, trwałością i strukturą pól dyslokacji. W podsumowaniu przedstawiono wnioski wynikające z części teoretycznej.i odpowiadającej jej części eksperymentalnej.



spateste ([2]) permanento ration rationado bacterio elemente principal e principal de la company de

6. METODOLOGICZNE ASPEKTY SYSTEMOWEGO UJĘCIA OBIEKTU PODDANEGO ZMĘCZENIU NISKOCYKLICZNEMU

W procesie zmęczenia niskocyklicznego metali i ich stopów materiał w kolejnych cyklach obciążeń zmienia swoje własności mechaniczne. Najczęściej po określonej liczbie cykli własności te stabilizują się i makroskopowe zachowanie materiału nie ulega istotnym zmianom, aż do momentu powstania szczeliny zmęczeniowej, o czym świadczą kształt i wymiary pętli histerezy. Badania parametrów pętli histerezy 6 (\mathcal{E}) określonej w próbach zmęczenia niskocyklicznego informują o charakterze zmian własności (umocnienie, osłabienie) i umożliwiają postawienie hipotezy odnośnie do mechanizmów strukturalnych decydujących o zachowaniu się materiału. Należy jednakże mieć na uwadze, że badania te praktycznie mogą być realizowane tylko dla wybranych stanów naprężenia, odkształcenia oraz przebiegów zmian obciążenia i temperatury. Uogólnienie ich wyników na dowolne złożone warunki można uzyskać budując model procesów fizycznych, przy uwzględnieniu istotnych parametrów decydujących o strukturze i własnościach tworzywa.

Bezpośrednim efektem procesów zachodzących w strukturze w wyniku niskocyklicznych, plastycznych odkształceń są zmiany kształtu i wymiarów pętli histerezy obserwowane w próbach laboratoryjnych. W przypądku złożonych stanów naprężenia i odkształcenia właściwości struktury bedą się ujawniać w zależnościach pomiędzy składowymi tensora naprężeń, odkształceń i temperaturą. Związki pomiędzy wyszczególnionymi wielkościami w obiekcie określa się na drodze teoretycznej przy zastosowaniu metod teorii sprężystości i plastyczności. W metodach tych jeden z podstawowych elementów stanowi model materiału - materiał sprężysty, sprężysto-plastyczny, sztywno-plastyczny. W przyjmowanych modelach nie uwzględnia się przy tym najczęściej zmian własności materiałów wywołanych zmianami obciążeń. Niestabilność struktury powoduje, że zmianom ulega w kolejnych cyklach przebieg wykresów rozciągania i ściskania. Tak więc cechy materiału poddanego zmeczeniu niskocyklicznemu należałoby rozpatrywać jako wielkości zależne od struktury zdeterminowanej liczbą cykli oddziaływań. Wychodząc z ujęcia przedstawionego na rysunku 4.1, obiekt można traktować jako system wzajemnie zależnych cech geometrycznych, pola temperatur, naprężeń, odkształceń i struktury materiału.

Przedstawiając w ten sposób obiekt uzyskuje się obraz podstawowych współzależności pomiędzy jego cechami, niezbędny dla zbudowania modelu symulacyjnego. Należy w tym celu przyjąć odpowiedni model obrazowy [18], odzwierciedlający cechy geometryczne obiektu w sposób przydatny do obliczeń wytrzymałościowych (rys. 6:1). Wykorzystując następnie metody mechaniki technicznej oraz termodynamiki, zjawiska zachodzące w obiekcie ująć można w postaci



niskocykl symulacji procesu behaviour object dla the elementy niezbędne kształcania Ho analysis the for uwzględniający diagram block R obiektu 5 blokowy R. Schemat

50

RY

- 39

odpowiednich równań lub algorytmów numerycznych. Danymi koniecznymi dla symulacji zachowania się obiektu są własności materiału oraz cechy termodynamiczne określające warunki wymiany ciepła. Zmiany własności materiału mogą być uwzględnione poprzez wprowadzenie odpowiedniego modelu procesów fizycznych. Warunki brzegowe i początkowe określane będą parametrami eksploatacji. Ujęcie takie pozwala przewidzieć pola temperatur i naprężeń projektowanego obiektu i dzięki temu podjąć decyzje odnośnie do właściwego doboru jego cech konstrukcyjnych.

Trwałość rozumianą jako liczbę cykli oddziaływań do zniszczenia dla przyjętego modelu obliczyć można posługując się odpowiednimi kryteriami, które wiążą parametry procesu odkształcenia z liczbą cykli obciążeń.



Rys. 6.2. Wykresy zależności pomiędzy stosunkiem średnicy wewnętrznej do zewnętrznej (a/b) oraz naprężeniami zastępczymi na powierzchni wewnętrznej rury grubościennej

1,2,3 - naprężenia cieplne wywołane różnicą temperatury ośrodka wewnątrz i na zewnątrz rury - $(\oint_a - \oint_b)$ w warunkach przepływu ustalonego: 1 - B_{ia} = 20, B_{ib} = 20, 2 - B_{ia} = 5, B_{ib} = 20, 3 - B_{ia} = 3, B_{ib} = 20, 4 - naprężenia od ciśnienia (p) wewnątrz rury

Fig. 6.2. Diagrams of dependences between the ratio of the inside diameter to the outer one (a/b) and the reduced stresses on the inner surface of the heavy wall tube

1,2,3 - thermal stresses caused by the temperature difference of the medium inside and outside the tube - $(\Phi_a - \Phi_b)$ in the conditions of the stationary flow: 1 - $B_{ia} = 20$, $B_{ib} = 20$, 2 - $B_{ia} = 5$, $B_{ib} = 20$, 3 - $B_{ia} = 3$, $B_{ib} = 20$, 4 - stresses from the pressure inside the pipe (p)

Cechy konstrukcyjne wielu urządzeń ustalone na podstawie wielkości naprężeń i odkształceń wywołanych oddziaływaniami mechanicznymi często są przeciwstawne w odniesieniu do cech określonych ze względu na wielkość naprężeń cieplnych. Dążenie do osiągnięcia dużych trwałości wymaga więc podjęcia działań optymalizacyjnych. Przedmiotem optymalizacji mogą być kształt i wymiary konstrukcji, jak również cechy materiałowe. Wygodne w zastosowaniu jest wówczas kryterium naprężeń zastępczych – $\mathbf{6}_{red}$ w obszarach o największym wytężeniu. Rysunek 6.2 przedstawia wykresy zależności zastępczych naprężeń na powierzchni rury grubościennej od stosunku średnicy wewnętrznej do zewnętrznej a/b. Przebieg krzywych wskazuje na możliwość określenia ilorazu a/b odpowiadającego minimum wytężenia. Istnienie podobnego minimum jest cechą charakterystyczną obiektów poddanych oddziaływaniom cieplnym i mechanicznym. Poziom naprężeń nie może jednakże stanowić jedynego kryterium doboru cech konstrukcyjnych.

- 41 -

Z uwagi na charakter przebiegu procesu niskocyklicznego odkształcania ocena trwałości powinna opierać się na wykorzystaniu wyników badań zmęczeniowych przy wysokich obciążeniach powyżej granicy plastyczności. Uwzględniając elementy systemowego ujęcia obiektu, w ocenie takiej należy wyodrębnić następujące etapy (rys. 6.3):



Rys. 6.3. Blokowy schemat metodyki oceny trwałości obiektu poddanego niskocyklicznemu zmęczeniu

Fig. 6.3. The block diagram of the evaluation methodology of the durability of the object subjected to the low-cycle fatigue

- 40 -

- 1) przyjęcie modelu obrazowego,
- 2) analizę pola temperatur i naprężeń,
- 3) wyznaczenie stałych materiałowych,
- 4) określenie własności zmęczeniowych,
- 5) porównanie kryterialnych wielkości opisujących proces odkształcania, obliczonych na podstawie analizy pola naprężeń i odkształceń, z charakterystykami zmęczeniowymi tworzywa.

- 42 -

W celu określenia pola temperatur niezbędne jest również wyznaczenie podstawowych cech termodynamicznych determinujących warunki wymiany ciepła, w tym liczb: Biotta, Pecleta, Nuselta i Reynoldsa. Wykorzystując wyniki analizy pola naprężeń i odkształceń wyznacza się zakresy zmian odkształceń

$$\Delta \boldsymbol{\varepsilon}_{ij} = \boldsymbol{\varepsilon}_{ij}^{r} - \boldsymbol{\varepsilon}_{ij}^{c}$$

gdzie:

 \mathcal{E}_{11}^{r} - odkształcenie w półcyklu rozciągania, \mathcal{E}_{11}^{c} - odkształcenie w półcyklu ściskania.

Wartość zastępczego zakresu odkształcenia oblicza się ze wzoru

 $\Delta e = \sqrt{\frac{2}{3}} (\Delta \epsilon_{ij} \Delta \epsilon_{ji})$

(6.2)

(6.1)

Jeżeli obliczenia wykonywane są z przybliżonymi metodami stosowanymi w wytrzymałości materiałów, wówczas w celu wyznaczenia wartości rzeczywistej zakresu ∆e uwzględnić należy efekt spiętrzenia naprężeń i odkształceń. Spiętrzeniu odkształceń sprzyja gwałtowna zmiana przekroju, karby geometryczne, strukturalne w pobliżu spoin, gradient temperatury itp. Do obliczenia rzeczywistego zakresu odkształceń stosowana może być zależność opierająca się na koncepcji Neubera [73]

$$\beta_k (\Delta S : \Delta e \cdot E)^2 = (\Delta G \cdot \Delta E \cdot E)^2$$

(6.3)

gdzie:

 ΔS i Δe - są zakresami nominalnego naprężenia i odkształcenia,

 $\Delta \mathcal{C}$, $\Delta \mathcal{E}$ - są zakresami lokalnego naprężenia i odkształcenia w dnie karbu,

Ze wzorów (2.63), (2.82) obliczana jest liczba cykli do zniszczenia konstrukcji.

W przedstawionym ujęciu elementów i etapów oceny trwałości wykorzystano, jako najczęściej stosowane kryterium, zakres odkształceń. Zastosowanie innego kryterium nie zmieniłoby toku obliczeń. Inne natomiast byłyby równania opisujące związek pomiędzy kryterialnymi wielkościami charakteryzującymi stan naprężenia i odkształcenia oraz trwałością.

A DESCRIPTION OF THE PARTY OF T

tere, polare as multivelaye ofects shore provide provide relate state state at a provide at the second state of the state provide the provide the second to be a second to

Character a		

"Base sector states in their consistent of the sector of a second one with the

the second definition of the second s

There a the state of the state

The provine to the second superscary just parameter connects (1.3) where is a second process process of the second second

- 43 -

 MODELOWANIE PROCESU ZMIAN WŁASNOŚCI MATERIAŁU PRZY CYKLICZNYM JEDNOOSIOWYM OBCIĄŻENIU

Opis odkształcania materiału, rozpatrywany w ramach mechaniki ciała stałego, polega na analitycznym ujęciu eksperymentalnie określanych zależności pomiędzy składowymi tensora naprężeń, odkształceń, temperaturą i czasem. W ogólnym przypadku związek tego typu przedstawić można w postaci

Większość prac poświęconych eksperymentalnej weryfikacji szczególnych postaci zależności (7.2) obejmuje badania pełzania oraz próby statyczne w podwyższonych temperaturach [74-82]. Stosunkowo nieliczne są opracowania poświęcone analizie odkształcania w procesie izotermicznego zmęczenia niskocyklicznego. Analityczny sposób ujęcia przebiegu procesu cyklicznego odkształcania obejmuje w tym przypadku najczęściej stany ustalone. Zgodnie z modelem Masinga opis poszczególnych gałęzi pętli histerezy otrzymuje się z równań krzywych cyklicznego odkształcenia poprzez zmianę skali i transformację układu współrzednych. Przekształcając w ten sposób równanie (2.32) otrzymano

$$-1)^{p+1}(\delta_{11} - \delta^{R}) = \frac{(\sigma_{11} - \sigma^{R})(-1)^{p+1}}{E} + \omega \left[\frac{(\sigma_{11} - \sigma^{R})(-1)^{p+1}}{\omega \kappa}\right]^{n}$$
(7.2)

Objaśnienia oznaczeń występujących w zależności (7.2) przedstawiono na rysunku 7.1.

Zastosowanie równania (7.2) dla aproksymacji charakterystyk procesu izotermicznego odkształcenia wymaga wyznaczenia E, K' i n' oddzielnie dla każdej z temperatur badań. Uwzględniając wpływ temperatury na przebieg krzywej cyklicznego odkształcenia zależności (7.2) zapisać można w postaci

$$-1)^{p+1} \left(\mathcal{E}_{11} - \mathcal{E}^{R} \right) = \frac{\left(\mathcal{E}_{11} - \mathcal{E}^{R} \right) \left(-1 \right)^{p+1}}{\mathbb{E}} + \omega \left[\frac{\left(\mathcal{E}_{11} - \mathcal{E}^{R} \right) \left(-1 \right)^{p+1}}{\omega \operatorname{AT}^{C}} \right]^{\frac{1}{L}}$$
(7.3)

Dla przyjętej wartości temperatury jako parametru równanie (7.3) określa przebieg poszczególnych gałęzi pętli histerezy. W przypadku stałej wartości zakresu odkształceń pętle histerezy leżą na powierzchni $f(\mathcal{G}_{11}, \mathcal{E}_{11}, T)$ opisanej równaniem (7.3).



- 45 -

ODCINEK	ε ^R	σR	ω	Р
0A	0	0	1	a slamp
AB	٤ ^A	σ^	2.	2
BC (BA)	ε ^B	G B	2	3

Rys. 7.1. Objaśnienie oznaczeń występujących w modelu (7.2) Fig. 7.1. An explanation of the designations occurring in the model (7.2)

Równanie (7.3) może być stosowane jedynie dla opisu stanów ustalonych z równoczesnym ograniczeniem co do stałości zakresu odkształcenia lub naprężenia dla całego okresu trwałości. Biorąc pod uwagę możliwość zmian parametrów procesu zmęczenia w trakcie eksploatacji, celowa wydaje się próba zbudowania takiego modelu matematycznego opisującego proces odkształcenia, który umożliwiałby uwzględnienie historii obciążenia.

Oddziaływanie niskocyklicznych obciążeń wywołuje w strukturzę materiału zmiany gęstości dyslokacji, co uzwględniono między innymi w zależności (2.61). Opierając się na tej zależności przyjęto dla opisu zmian gęstości dyslokacji w funkcji liczby cykli równanie

$$\varphi = \mathcal{R}_{o} \exp\left(k\mathcal{E}_{p}N\right) \tag{7.4}$$

Posługując się znaną [83] zależnością

$$6 = c \sqrt{\rho}$$
(7.5)

otrzymano:

$$\vec{\sigma} = C \sqrt{\rho_{o} \exp\left(\frac{1}{2} k \mathcal{E}_{p} N\right)}$$
(7.6)

w

SQ2U = VQ2

Vau

z

n

- 46 -

Równanie (7.6) ujmuje związek pomiędzy początkową gęstością dyslokacji $\rho_{_{\rm O}},$ liczbą cykli N oraz wartością odkształcenia plastycznego $~\epsilon_{_{\rm D}}.$ W rozważaniach przedstawionych w pracy zależność typu (7.6) zastosowano do opisu przebiegu charakterystyk – $\Delta \sigma = f(N)$, dla których przyjęto równanie

$$\frac{\Delta \sigma}{2} = \sigma_{a} = c \sqrt{\rho_{o}} \exp\left(\frac{1}{2} k \varepsilon_{p} N\right)$$
(7.7)

Wpływ temperatury na wartość naprężeń ujęto w stałej C przedstawiając ją w postaci

 \cdot C = C'exp(dT) (7.8)

Po wprowadzeniu do równania (7.7) zależności (7.8) otrzymano

$$\frac{\Delta 6}{2} = 6_{a} = C' \sqrt{\rho_{o}} \exp\left(dT + \frac{1}{2} k \mathcal{E}_{p}N\right)$$
(7.9)

Gęstość $\rho_{\rm O}$ charakteryzuje stan wyjściowy tworzywa i może się zmieniać w wyniku cyklicznych obciążeń przy stałych lub zmiennych parametrach zmęczenia. W pracy opracowano równania ujmujące zależność pomiędzy gęstością dyslokacji oraz liczbą cykli obciążeń w przypadku zmęczenia niskocyklicznego przy zmieniających się parametrach badań. Założono, że proces zmęczenia przebiega wieloetapowo, przy czym na każdym etapie zmienia się wartość zakresu odkształcenia $\Delta \mathcal{E}_{\rm p}.$ Dokonano próby zbudowania modelu, który uwzględniałby wpływ wcześniejszych etapów zmęczenia na akutalny stan i zachowanie się materiału.

Zmiany gęstości dyslokacji zachodzą w pierwszym półcyklu danego etapu

(7.10)

(7.11)

(7.12)

oraz w wyniku cyklicznego umocnienia w kolejnych półcyklach (rys. 7.2).

Przyjmując za [83] równanie krzywej umocnienia w postaci

 $\boldsymbol{\mathcal{E}}_{\mathrm{p}} = \boldsymbol{K}' \left(\boldsymbol{\boldsymbol{\boldsymbol{\sigma}}}_{\mathrm{a}}^2 - \boldsymbol{\boldsymbol{\boldsymbol{\sigma}}}_{\mathrm{s}}^2\right),$

gdzie $\mathbf{6}_{s}$ jest granicą sprężystości, dla gęstości dyslokacji w pierwszym półcyklu obciążenia, na pierwszym etapie, otrzymuje się zależność

$$P_{1k} = \frac{\varepsilon_{p1} + \kappa'(c')^2 \rho_c}{\kappa'(c')^2}$$

Natomiast po N cyklach obciążeń

$$\rho_1 = \rho_{1k} \exp \left[\epsilon_{p1} k N \right]$$





- 48 -

Dla n-tego etapu

Pnk =

$$\frac{\varepsilon_{\rm pn} + \kappa'(c')^2 \rho_{\rm n}}{\kappa'(c')^2}$$

 $\rho_{n+1} = \rho_{nk} \exp\left[(\mathcal{E}_p(n+1) - \mathcal{E}_{pn})kN\right]$

(7.14)

(7.13)

W równaniu (7.14) wpłowadzono różnicę amplitud odkształceń na kolejnych etapach zmęczenia. Tak przedstawiony model matematyczny opisuje zerówno efekty umacniania, jak i osłabiania materiału, wywołane cyklicznym odkształcaniem. W zależności (7.10) - (7.14) zmiany struktury dyslokacji i jej wpływ na zachowanie się materiału uwzględniono poprzez wprowadzenie gęstości dyslokacji, jako wielkości związanej z naprężeniem, odkształceniem i liczbą cykli obciążeń. Model ten ujmując w formie odpowiednich równań wpływ historii obciążenia na zachowanie się materiału stanowi ilustrację jednej z wielu szczególnych relacji pomiędzy strukturą materiału, którą charakteryzuje gęstość dyslokacji ρ , i jego własnościami.



8. MIKROMECHANIKA ZMĘCZENIA NISKOCYKLICZNEGO

Substruktura stali poddanych wpływom zmiennych w czasie obciążeń stanowi wynik jednoczesnego oddziaływania wywołanych nimi naprężeń oraz sił pomiędzy dyslokacjami. W procesie jej kształtowania się równoczesny wpływ obu czynników prowadzi do powstawania metastabilnych układów dyslokacji i wzrostu energii sprężystej poszczególnych ziarn. W okresie trwałości obejmującym stan nasycenia nie występują w sensie makroskopowym zmiany własności materiału oraz charakteru rozkładu dyslokacji. Wiąże się to z rodzajem równowagi formowanych układów dyslokacyjnych oraz z wielkością obciążeń. (odkształceń), które stanowią w tym przypadku zaburzenią stanu równowagi. Określenie warunków równowagi układów dyslokacyjnych oraz cech struktury spełniającej te warunki można oprzeć na teoretycznej analizie w odniesieniu do pól naprężeń, odkształceń i energii dyslokacji.

Energia sprężysta dyslokacji jednostkowej wyraża się [84] zależnością

$$U = \frac{1}{2} p_{ik} ik dxdy$$

Z IN IN

gdzie:

p_{ik} - składowe tensora naprężeń,

E :k - składowe tensora odkształceń.

Wykorzystując zależność (8.1) oszacować można energię odkształcenia sprężystego obszaru poza rdzeniem dyslokacji przypadającą na jeden atom w jej rdzeniu. Energia ta jest [84] równa

 $w = Ub \approx Gb^3$

(8.2)

(8.1)

Tym samym wzorem można określić wartość energii rdzenia dyslokacji. Zakładając dľa metali G $\sim 10^{10}$ J/m³, otrzymuje się w $\approx 10^{-19}$ J. Wzrost entropii w krysztale nie kompensuje tej energii. Rośnie w związku z tym jego energia swobodna. Ziarno z dyslokacjami może być w mechanicznej równowadze, lecz znajduje się w metastabilnym stanie w sensie termodynamicznym. Przejście w stan równowagi termodynamicznej uniemożliwiają siły w mikroobszarach zapewniające mechaniczną stabilność dyslokacji. Siły te związane są z oddziaływaniem na dyslokacje pola naprężeń i wyznacza się je na podstawie zależności [84-89]

SR = OF SX dl

(8.3)

- F jest siłą z jaką pole naprężeń oddziaływuje na dyslokację jednostkowa.
- δx przemieszczeniem elementu linii dyslokacji dl,
- δR jest natomiast praca wirtualna wykonana przez siłę F na drodze δx.

Wykorzystując równanie (8.3) otrzymano w przypadku szczególnym (rys. 8.1) dwóch oddziałujących na siebie równoległych dyslokacji krawedziowych

$$F_x = b_1 b_2 \frac{\mu}{2\pi(1-)} \frac{\cos \theta \cos 2\theta}{r}$$
 (8.4)

F. jest rzutem siły oddziaływania pomiedzy dyslokacjami o wektorach Burgersa b, i b, na płaszczyzne poślizgu.

Dla kata $\Theta = 0$ oraz $\Theta = \pi/4 F_{-} = 0$.

Pierwsze z położeń odpowiada warunko-

wi b, b, > 0, drugie natomiast b, b, <0.

Rys. 8.1. Ilustracja do wzoru (8.4) Fig. 8.1. Ilustration to the formula (8.4)

Pierwsza konfiguracja spełnia warunek stabilności Lagrange'a-Dirichteta > 0 (8.5)

Prostoliniowe dyslokacje krawędziowe położone w równoległych płaszczyznach mają w związku z tym tendencję do skupiania się w jednej płaszczyźnie prostopadłej do płaszczyzny poślizgu. Sprzyja to formowaniu się ścianek dyslokacyjnych. Ścianki te uformowane w wyniku oddziaływania sił pomiędzy dyslokacjami krawędziowymi mogą przyciągać lub odpychać pojedyncze dyslokacje [59], na które oddziałują siły o składowej (rys. 8.1)

202

$$\mathbf{F}_{\mathbf{x}} = \frac{2 \ \mathrm{L} \ \mathrm{bD}}{\mathbf{x}} \frac{\mathbf{x} (\mathbf{x}^2 - \mathbf{y}^2 + \mathbf{L}^2)}{(\mathbf{x}^2 - \mathbf{y}^2 + \mathbf{L}^2) + 4 \ \mathbf{x}^2 \mathbf{y}^2}$$
(8.6)

Kierunek siły jest zależny od znaku wyrażenia $x^2 - y^2 + L^2$. W otoczeniu ścianki występują zatem obszary, w których dyslokacje są przyciągane skupiając się wokół nich. Dyslokacje odpychane mogą znaleźć się w obszarze przyciągania innych ścianek. Powstaje w ten sposób struktura zbudowana ze skupień dyslokacji i obszarów wolnych od nich. Procesom tworzenia ścianek sprzyja oddziaływanie podwyższonej temperatury, stwarzające warunki umożliwiające wspinanie dyslokacji. Dyslokacje położone w jednej płaszczyźnie poślizgu i spiętrzone przed zaporą przekształcają się w ten sposób w stabilne układy w płaszczyźnie prostopadłej do płaszczyzny poślizgu. Stabilne układy zablokowanych dyslokacji będących w równowadze mogą grupować się również w płaszczyznach poślizgu.



Rvs. 8.2. Układ dyslokacji krawędziowych spietrzonych przed zapora

Fig. 8.2. The edge dislocation configuration piled-up before the barrier

Biorac pod uwage siłe wzajemnego oddziaływania dyslokacji oraz siłe zwiazana z działaniem zewnętrznych obciążeń, otrzymano warunek równowagi k-tej (rys. 8.2) z układu N równoległych dyslokacji położonych w tej samej płaszczyźnie poślizgu

$$\sum_{\substack{k=1\\k \neq k}}^{N} \frac{D}{\mathbf{x}_{n} - \mathbf{x}_{k}} = \mathcal{C} \frac{\mathbf{x}}{\mathbf{x}\mathbf{y}}(\mathbf{x}_{k})$$
(8.7)

adzie:

 $\chi^{z}_{xy}(x_{k})$ - naprężenie styczne od sił zewnętrznych w odniesieniu do analizowanego układu,

 $D = Gb/2\pi(1-\vartheta)$.

Zadanie określenia rozkładu dyslokacji w płaszczyźnie poślizgu sprowadza się do rozwiązania układu algebraicznych równań z uwagi na x. Jeżeli licsba d slokacji w płaszczyźnie poślizgu jest dostatecznie duża i można w związ ku z tym ich rozkład uważać za ciągły, wówczas szereg (8.7) zastępuje się całka

$$\int_{L_{a}}^{L_{2}} \frac{\rho(\mathbf{x}') d\mathbf{x}}{\mathbf{x}' - \mathbf{x}} = \frac{\mathcal{E}_{\mathbf{xy}}^{\mathbf{z}}(\mathbf{x})}{D} = \omega(\mathbf{x})$$

(8.8)

adzie:

- liniowa gęstość dyslokacji w zakresie odcinka (L,, L) osi $\rho(\mathbf{x}')$ 0x,

b, $\rho(x') dx' - suma wektorów Burgersa dyslokacji przechodzących przez punk$ ty elementarnego odcinka dx'.

Funkcja $\rho(x)$ spełnia warunek

$$\int_{L_{a}}^{2} \rho(x) dx = N_{d}$$
(8.9)

Jeżeli zewnętrzne oddziaływania są równe zero - wynika stąd ω (x) = 0, a w punktach $x = L_1$ i $x = L_2$ istnieją defekty sieci uniemożliwiające ruch dyslokacji, wówczas rozwiązaniem dla $\rho(\mathbf{x})$ spełniającym równanie (8.8) jest funkcja

T

(8.10)

(8.11)

(8.12)

$$\rho(\mathbf{x}) = \frac{N_{d}}{\mathcal{I} \sqrt{(\mathbf{x} - \mathbf{L}_{1}) (\mathbf{L}_{2} - \mathbf{x})^{2}}}$$

Funkcję tę można przedstawić w postaci

$$\frac{\pi \rho(\mathbf{x}) L}{N_{d}} = \frac{1}{\sqrt{(\xi - \xi_{1})(\xi_{2} - \xi_{1})}}$$

gdzie:

$$L = L_2 - L_1, \quad \xi = \frac{x}{L}, \quad \xi_1 = \frac{L_1}{L}, \quad \xi_2$$

Dla L₁ = 0 otrzymuje się



<u>πρ(ξ)</u> Ν 10-1





Fig. 8.3. A distribution of the densities of the parallel edge dislocations in the slip plane between the two barriers in the points with the coordinates:

Wykres powyższej funkcji przedstawiono na rysunku 8.3. Jak widać na rysunku, gęstość dyslokacji w pobliżu końców odcinka (L₁, L₂) dąży do nieskończoności przy stosunkowo małej gęstości w jego środkowej części. W przypadku gdy dyslokacje poddane są działaniu obciążeń zewnętrznych, otrzymuje się następującą funkcję gęstości dyslokacji

$$\rho(\mathbf{x}) = -\frac{1}{\Re^2} \sqrt{(L_2 - \mathbf{x})(\mathbf{x} - L_1)} \int_{L_1}^{L_2} \frac{\omega(q)}{\sqrt{(L_2 - q)(q - L_1)}} \frac{dq}{q - \mathbf{x}}$$
(8.13)

Rozwiązanie (8.13) posiada własność $\rho(L_1) = \rho(L_2) = 0$. Dla zagadnienia, w którym N dyslokacji skupionych jest na odcinku (L_1, L_2) , przy $L_1 = 0$, $L_2 = L$, przyjmując, że w punkcie $x = L_1$ występuje defekt sieci uniemożliwiający dalszy ruch dyslokacji, otrzymuje się

$$\rho(\mathbf{x}) = -\frac{1}{\Re^2} \sqrt{\frac{\mathbf{L}-\mathbf{x}}{\mathbf{x}}} \int_{0}^{\mathbf{L}} \sqrt{\frac{2}{\mathbf{L}-\frac{2}{Y}}} \frac{\omega(q) \, \mathrm{d}q}{\frac{2}{Y-\mathbf{x}}}$$

(8.14)

Dla jednorodnego pola naprężeń – $\mathcal{C}_{xy}^{z}(x) = \mathcal{C}_{o}$ rozwiązaniem równania (8.14) jest funkcja



Rys. 8.4. Rozkład gęstości dyslokacji w płaszczyźnie poślizgu spiętrzonych przed zaporą w wyniku działania naprężenia stycznego o wartości $\widetilde{c}_{_{\rm O}}$

Fig. 8.4. A distribution of the dislocation densities in the slip plane piled up before the barrier as the result of the effect of the shear stress with the \widetilde{c}_0 value

- 53 -

Można ją przedstawić w postaci

$$P(\mathbf{x}) = \frac{\overline{v}_0}{\pi D} \sqrt{\frac{1-\overline{s}}{\overline{s}}}$$

(8.16)

Wykres funkcji (8.16) zilustrowano na rysunku 8.4. Długość odcinka L zawierającego liczbę N dyslokacji wyznacza się z warunku (8.9). W analizowanym przypadku L = $2ND_{V_0}^2$.

- 54 -

Dyslokacje zarówno w warunkach oddziaływania pola naprężeń wywołanych siłami zewnętrznymi – $\omega(\mathbf{x}) \neq 0$ jak i dla $\omega(\mathbf{x}) = 0$ wykazują tendencję do skupiania się w pobliżu przeszkód ograniczających ich ruch. Skupiska uszkodzeń mogą przekształcać się w mikropęknięcia z jednoczesnym wyzwoleniem energii. Według Cottrella można podać bilans energii przemiany układu dyslokacji w mikropęknięcie w elemencie o jednostkowej grubości [83]

$$\phi = \frac{E(N_d b)^2}{8\pi(1-\gamma)} + 2\pi 1 - \frac{\sigma^2 \pi(1-\gamma)}{2E} 1^2 - \frac{\sigma^{(N_d b) 1}}{2}$$
(8.17)

Kolejne wyrażenia w równaniu (8.17) określają:

E(Nab)²

- 877(1-9) energię pola naprężeń dyslokacji w strefie powstającego mikropęknięcia,
- 2 1 energię napięcia powierzchniowego na dwóch powierzchniach pęknięcia,

2E - energię odkształcenia postaciowego wyzwoloną na skutek powstania pęknięcia,

<u>
 d^{(Ndb)1}
 2
 - pracę obciążeń zewnętrznych zależną od zmiany objętości zwią zanej z obecnością dyslokacji.
 </u>

Warunek równowagi układu dyslokacji można zapisąć w postaci

$$\frac{\partial \Phi}{\partial b} = \frac{EN_d^2 b}{4\pi^2 (1-\phi)} - \frac{\phi^N d^1}{2} = 0$$
(8.18)

Warunki stabilności układu dyslokacji, związane ze wzrostem długości pęknięcia i osiąganiem przez niego krytycznych wymiarów, wynikają między innymi z kryterium Lagrange'a-Dirichleta

$$\frac{\partial \Phi}{\partial 1} = -\frac{\Re 6^2 (1-\varphi)}{E} 1 + 2 - \frac{6^{(N_d b)}}{2} = 0$$
(8.19)
$$\frac{\partial^2 \Phi}{\partial 1^2} = \frac{\pi (1-\varphi) 6^2}{E} > 0$$
(8.20)

Z równania (8.19) przy założeniu N_d = 0 otrzymuje się wzór na długość krytyczna pęknięcia podany przez Griffitha [63, 87, 88]

$$1_{\rm kr} = \frac{2E\,\gamma'}{\pi(1-3)6^2} \tag{8.21}$$

and sold of a local line of the

Podstawiając natomiast (8.19) do warunku równowagi (8.18) uzyskuje się zależność

$$bN_{d} = \frac{2\mathfrak{F}}{\mathfrak{F}}$$
(8.22)

Wzór ten odpowiada warunkowi przemiany pracy właściwej lokalnego odkształcenia plastycznego $\lambda_{\rm kr}$ na energię napięcia powierzchniowego.

 $N_{db} \delta = \lambda_{kr} \delta = 2 \frac{1}{2}$ (8.23)

Podobny warunek otrzymuje się wyznaczając energię właściwą związaną z utworzeniem swobodnych powierzchni mikropęknięcia o długości l w układzie N dyslokacji o wysokości h = Nb w elemencie o jednostkowej grubości.

Większość kryteriów określających trwałość w zmęczeniu niskocyklicznym odnosi się [65-72] do modelu tworzywa o równomiernym rozkładzie własności. Z uwagi na polikrystaliczną budowę metali i ich stopów oraz lokalny charakter niszczenia zmęczeniowego, przyjęcie powyższego modelu jest jednakże dużym uproszczeniem. Nie pozwala on bowiem w większości przypadków wyjaśnić mechanizmów powstawania pęknięć zmęczeniowych. W stopach technicznych amplituda cyklicznych plastycznych odkształceń ma w poszczególnych ziarnach różne wartości. W celu uwzględnienia wynikających stąd różnic w odkształceniu poszczególnych ziarn, w pracy 6 przyjęto model materiału, który zakłada, że granica plastyczności jest różna dla każdego z ziarn. Należy zwrócić uwagę, że ze względu na niejednorodną strukturę tworzywa w obrębie obszarów mniejszych od wielkości ziarna [1, 59, 83], uwzględnienie jedynie różnych własności poszczególnych ziarn nie zapewnia dostatecznej dokładności przyjętego modelu. Wartość odkształceń plastycznych w mikroobszarach zależy bowiem od naprężenia wywołującego ruch dyslokacji, które z uwagi na nierównomierny rozkład ich gęstości ma również w obrębie ziarna lokalny charakter. Naprężenie to zdeterminowane jest między innymi usytuowaniem kierunków i płaszczyzn łatwego poślizgu względem płaszczyzn, w których działają maksymalne haprężenia styczne. W jednoosiowym stanie naprężenia krytyczna wartość napreżenia stycznego niezbędnego do kontynuowania poślizgu zależy 83-87 od qestości dyslokacji ρ , kąta pomiędzy kierunkiem poślizgu i osią rozciągania φ oraz kąta pomiędzy normalną do płaszczyzny poślizgu i osią rozciągania α . Można zapisać $\tilde{c}_{\mu} = \tilde{c}_{\mu}(\rho, \varphi, \alpha)$. Poszczególne elementarne obszary materiału charakteryzują się różnymi wartościami naprężenia stycznego 🖏 z którym związane są lokalne wartości naprężenia normalnego 🚳 🚬

Zmęczenie ma ścisły związek z rozpraszaniem i kumulowaniem energii [65– -72], której wartość określa się na podstawie pomiaru powierzchni pętli histerezy – $\mathfrak{G}(\mathcal{E})$. W warunkach sterowania odkształceniem całkowitym w jednoosiowym stanie naprężenia poszczególne mikroobszary materiału charakteryzują się, przy spełnieniu warunku jednorodności pola odkształceń, tą samą wartością amplitudy odkształcenia całkowitego. Naprężenie \mathfrak{G}_k determinuje w tym przypadku wartość energii rozproszonej lub skumulowanej w materiałe podczas jednego cyklu obciążenia. Przyjmując model lokalnej zależności pomiędzy naprężeniem i odkształceniem w obszarze (n) dla półcyklu p w postaci

$$n = E\left[(-1)^{p-1} \frac{\lambda \alpha_p}{2} \varepsilon_{sn} + (1-\lambda)\varepsilon_n\right]$$

otrzymuje się wartość energii rozproszonej w tym obszarze podczas N cykli równą

$$W_n = 4E \mathcal{H}(2^{\mathcal{H}} \mathcal{E}_0 \mathcal{E}_{sn} \sum_{i=1}^{N} i \neq 2^{2\mathcal{H}} \mathcal{E}_{sn} \sum_{i=1}^{N} i^{2\mathcal{H}})$$
 (8.25)

(8.24)

(8.26)

(8.27)

(8.28)

w zależności (8.24) i (8.25) współczynnik λ charakteryzuje przebieg zależności $\mathcal{G}_n(\mathcal{E}_n)$ dla przypadku liniowego umocnienia, $\alpha = \alpha_2 (p-1)^{\mathscr{U}}$, \mathcal{E}_o jest amplitudą odkształcenia całkowitego, \mathcal{E}_{sn} odkształceniem odpowiadającym granicy sprężystości. Przyrównując pochodną energii podług \mathcal{E}_{sn} do zera otrzymuje się

$$\varepsilon_{\rm sm} = \frac{\varepsilon_{\rm o} \sum_{i=1}^{N} i^{i\ell}}{\sum_{i=1}^{N} \cdot i^{2i\ell}}$$

gdzie \mathcal{E}_{sm} charakteryzuje przebieg pętli histerezy w obszarze o największej energii kumulowanej w czasie N cykli. Maksymalna energia W wyznaczona dla \mathcal{E}_{sm} wyraża się wzorem

$$W_{\rm m} = E \Lambda \frac{1+2\Re}{(1+\Re)^2} N \mathcal{E}_{\rm o}^2$$

Uwzględniając, że $\mathcal{E}_{O} = \frac{1}{2}\Delta \mathcal{E}_{O}$, otrzymuje się kryterium trwałości zmęczeniowej zbliżone w swej strukturze do zależności Coffina (2.65)

$$\Delta \mathcal{E}_{C} \sqrt{N_{z}} = 2 (1+3e) \sqrt{\frac{W_{m}}{\lambda E (1 + 23e)}} = C_{z}$$

Wyrażenie po prawej stronie równania (8.28) jest stałą zależną od energii właściwej W_m. W obszarze charakteryzującym się maksymalną wartością W_n = W_m istnieje największe prawdopodobieństwo powstania szczeliny zmęczeniowej. Wzrost energii W w kolejnych cyklach obciążeń wiąże się z przebudową struktury układów dyslokacyjnych, które mogą być stabilne lub przekształcać się w mikropęknięcie w warunkach granicznych określonych kryteriami stateczności. Zastosowanie kryterium stabilności w odniesieniu do układu równoległych dyslokacji krawędziowych prowadzi do zależności sformułowanej przez Cottrella [83] (8.23). Uzasadnienie związku pomiędzy wartością energii lokalnego odkształcenia plastycznego oraz energią utworzenia szczeliny stanowi przesłankę dla postawienia hipotezy wiążącej maksymalną energię kumulowaną w mikroobszarze W_m z energią utworzenia nowych powierzchni powstającej szczeliny zmęczeniowej. Wartość W_m jest przy tym założeniu stałą materiałową zależną od podstawowych fizycznych własności tworzywa, takich jak np. energia właściwa napięcia powierzchniowego i energia wiązania. Przedstawione kryterium trwałości wymaga eksperymentalnej weryfikacji.

- 57 -

A second seco

And a second sec

69

9. METODA ANALIZY ZALEŻNOŚCI POMIĘDZY WŁASNOŚCIAMI ZMĘCZENIOWYMI MATERIAŁU I STRUKTURĄ PÓL DYSLOKACJI ZGODNIE Z KLASYFIKACJĄ STRUKTUR

W literaturze specjalistycznej dotyczącej zależności pomiędzy właściwościami mechanicznymi materiału i jego strukturą dominuje jakościowe podejście do tego zagadnienia. Nieliczne natomiast są prace [83-90] wiążące parametry struktury z własnościami. W ostatnich latach, dzięki zastosowaniu techniki komputerowej pozwalającej na konstruowanie nowoczesnej aparatury do pomiarów strukturalnych, zapewniającej możliwość automatycznego pomiaru i szybkiego przetwarzania danych, znacznie poszerzyły się możliwości badania materiałów. Obecnie prowadzone są prace [91-93] nad ujęciem ilościowym wpływu takich parametrów, jak wielkość ziarn, wtrąceń niemetalicznych, kształt, rozkład wtrąceń itp. na podstawowe własności mechaniczne. Budowane są i weryfikowane eksperymentalnie modele struktur oraz algorytmy wiążące cechy tych modeli z własnościami materiału. Brak jest jednakże tego typu modeli i algorytmów w odniesieniu do struktury dyslokacji.

Z uwagi na złożoność układów dyslokacji powstających w procesie odkształceń plastycznych, opis zależności pomiędzy makroskopowym zachowaniem się materiału i strukturą pól dyslokacji ma najczęściej opisowy charakter. W pracy podjęto próbę zbudowania algorytmu opierającego się na identyfikacji obrazów struktur dyslokacyjnych, umożliwiającego powiązanie jakościowego opisu struktury z liczbowo określonymi własnościami materiału i parametrami zmęczenia. W rozważaniach analitycznych zastosowano podstawowe zależności teorii zbiorów rozmytych [94-97].

Założono trójwymiarową przestrzeń o współrzędnych: zakres odkształceń całkowitych – $\Delta \xi_c$, temperatura – T, liczba cykli do zniszczenia – N_z. Porównywanie elementów w przestrzeni wartości cech polega na wyznaczeniu ich odległości lub podobieństw. Wprowadzono standaryzowane współrzędne przestrzeni, które zdefiniowano następująco:

$$C_{\hat{c}} = \frac{\Delta \hat{c}_{p} - \overline{\Delta} \hat{c}_{p}}{s_{\hat{c}}}, \quad C_{T} = \frac{T - \overline{T}}{s_{T}}, \quad C_{N} = \frac{N_{Z} - \overline{N}_{Z}}{s_{N}}.$$

(9.1)

gdzie:

s_E, s_T, s_N ~ odchylenia standardowe.

Przyjęto euklidesową definicję odległości oraz definicję podobieństwa w postaci

$$h(x,y) \stackrel{d}{=} \frac{1}{1 + \alpha c d(x,y) \beta}$$
(9.2)

gdzie:

d(x,y) - jest odległością pomiędzy elementami x 1 y, $\alpha = 1$, $\beta = 1$.

Na podstawie obserwacji i analizy wyników badań elektronomikroskopowych można zdefiniować klasy struktury pól dyslokacji. Klasy definiowane są poprzez opis rozkładu dyslokacji. Następnie dokonuje się operacji przyporządkowania danej klasie struktury poszczególnych jej obrazów w postaci fotografii z mikroskopu elektronowego. Operacja przyporządkowania polega na losowym wyborze jednej ze zbioru wszystkich fotografii i subiektywnym określeniu reprezentowanej przez nią klasy. W ten sposób każdej z klas przyporządkowany zostaje zbiór punktów w przestrzeni wartości cech.

W celu określenia współrzędnych reprezentantów klas wykorzystano zależności:



W powyższych wzorach indeks "i" odpowiada elementowi ze zbioru $\rm N_j$ fotografii przyporządkowanych klasie "j", "k" jest liczbą klas.

Opierając się na zależnościach (9.1) - (9.3) opracowano numeryczny algorytm składający się z następujących elementów:

- obliczanie współrzędnych standaryzowanych dla danego zbioru wyników badań,
- obliczanie współrzędnych reprezentantów cech,

 obliczanie odległości i odpowiadających im podobieństw do reprezentantów dla wybranych punktów w przestrzeni wartości.

Posługując się tak sformułowanym algorytmem można określić w przestrzeni obszary, w których występować będą poszczególne rodzaje struktur.

- 59 -

cd. tablicy 10.2

1	2	3	4	5
	293	865	398	58
	473	642	THE ROW COLORY	67
5H17G17	673	627	218	66
and and a second of the	873	568	175	53
A Statement in a se	293	732	325	70
Depinter a	473	670	-	69
5H12G16J2	673	591	230	67
AXE TO DOCUMENTS	873	483	190	63

Tablica 10.3

Moduł sprężystości w temperaturach podwyższonych

Gatunek stali	Temperatura	E . 10 ⁻³ [MPa]
1	2	3
All many states b.	293 K	178,7
HISNOS	673 K	163,0
III OR D	873 K	162,3.
	293 K	179,0
H231 18	673 K	164,7
	873 K	155,0
	293 K	181,3
5H17G17	673 K	165,6
	873 K	149,0
	293 К	201,7
5412016.72	673 K	145,3
511201002	873 K	134,0

Tablica 10.4

Wartości średnich współczynników rozszerzalności termicznej w różnych zakresach temperatur

ßsr [1/deg]					
zakres 373 K - 673 K	zakres 373 K - 973 K				
2	3				
17,90 . 10 ⁻⁶	19,45 . 10 ⁻⁶				
16,96 . 10 ⁻⁶	20,14 . 10 ⁻⁶				
19,53 . 10 ⁻⁶	20,75 . 10 ⁻⁶				
16,20 . 10-6	17,33 . 10 ⁻⁶				
	$\frac{\beta_{\text{sr}}}{z_{\text{akres}} 373 \text{ K} - 673 \text{ K}}$ $17,90 \cdot 10^{-6}$ $16,96 \cdot 10^{-6}$ $19,53 \cdot 10^{-6}$ $16,20 \cdot 10^{-6}$				

101100

10. BADANIA EKSPERYMENTALNE

stated in a long of some

10.1. Charakterystyka materiału do badań

Przedmiotem badań eksperymentalnych były stale austenityczne-niklowe oraz chromowo-manganowe. Stale na bazie niklu i chromu stanowią grupę tworzyw tradycyjnie stosowaną do pracy w warunkach oddziaływania obciążeń i podwyższonych temperatur. Stale chromowo-manganowe są materiałami nowymi, których zastosowanie przewiduje się obecnie w zamian za droższe od nich stale z dodatkiem niklu. Skład chemiczny badanych materiałów podano w tablicy 10.1. Stale badano w stanie po przesyceniu. Ich podstawowe własności fizyczne i mechaniczne zawierają tablice 10.2, 10.3 i 10.4.

Tablica 10.1

Skład chemiczny badanych stali [8]

Gatunek stali	с	Mn	Cr	Si	P	S	Al	в	Ni	Cu	v	Мо
H18N9S	0,15	1,42	18,69	1,35	0,033	.0,022			8,88	0,18	1215	
H23N18	.0,06	1,45	23,12	0,63	0,03	0,007	1		17,78	0,10		
5H17G17	0,50	17,08	16,62	0,57	0,035	0,014	0,072	0,014	0,2			
5H12G16J2	0,52	16,02	12,10	0,4	0,02	0,16	2,0				0,3	0,2

Tablica 10.2

Gatunek Temperatura R_m MPa [MPa] Z [8] R_{0,2} stali K 2 4 5 293 734 353 62 473 675 62 -H18N9S 63 228 673 557 873 508 198 61 293 637 249 68 473 600 66 ----H23N18 673 545 229 66 873 471 165 63

Własności mechaniczne badanych stali w podwyższonych temperaturach

10.2. Badania zmęczenia mechanicznego

10.2.1. Warunki realizacji prób zmęczeniowych

Do prób laboratoryjnych procesu zmęczenia niskocyklicznego zastosowano system serwohydrauliczny firmy MTS wyposażony w urządzenie do nagrzewania próbek metodą indukcyjną. Próbki do badań wykonano z prętów walcowanych, które poddano przesycaniu. Zastosowano próbki o średnicy 10 mm i długości pomiarowej, odpowiadającej bazie czujnika do pomiaru wydłużeń, równej 25,5 mm. Zakres pomiarowy sił wynosił – 50 kN < F < 50 kN, odkształcenia – 0,02 < ℓ < 0,02. Sterowano wielkością odkształcenia ℓ_c , zachowując stałą wartość amplitudy odkształcenia całkowitego.

10.2.2. Krzywe cyklicznego odkształcenia

Z wykresów pętli histerezy, kreślonych za pomocą rejestratora X, Y w układzie współrzędnych F(£) – siła w funkcji odkształcenia, wyznaczano zakres odkształcenia plastycznego $\Delta \varepsilon_p$, sprężystego $\Delta \varepsilon_s$ i zakres naprężenia $\Delta 6$, odpowiadające przyjętym jako parametry badań zakresowi odkształcenia całkowitego $\Delta \varepsilon_p$, Δc_p , Δc_p , $\Delta \varepsilon_s$ i $\Delta 6$ odczytywano dla ustabilizowanych przebiegów pętli histerezy. Wyniki badań przedstawiono w pracy

Przebieg zależności pomiędzy $\Delta 6$ i $\Delta \mathcal{E}_{n}$ aproksymowano równaniem

 $\frac{\Delta G}{2} = K' \left(\frac{\Delta \mathcal{E}_p}{2}\right)^n$

(10.1)

Zastosowano metodę analizy regresji [98], przekształcając uprzednio równanie (10.1) do postaci

Y = n' X + m (10.2)

gdzie:

$$Y = \log(\frac{\Delta G}{2^*}), \quad X = \log(\frac{\Delta E_p}{2}), \quad m = \log K$$

Wartości współczynników wzoru (10.2) obliczone dla różnych gatunków stali oraz różnych temperatur zawiera tablica 10.5. Wykorzystując zależność (10.1) wyznaczono równanie krzywej cyklicznego odkształcenia

$$\frac{\Delta \mathcal{E}_{c}}{2} = \frac{\Delta \mathcal{E}_{s}}{2} + \frac{\Delta \mathcal{E}_{p}}{2} = \frac{\Delta \mathcal{E}}{2E} + \left(\frac{\Delta \mathcal{E}}{2K'}\right)^{\frac{1}{n'}}$$
(10.3)

Krzywe cyklicznego odkształcenia otrzymane na podstawie równania (10.3), dla wyznaczonych wartości współczynników K[']i n['], które zestawiono w tablicy 10.5, przedstawiono na rysunkach 10.1, 10.2, 10.3. Ten sposób opracowa-





AE/ [".]



Rys. 10.2. Krzywe cyklicznego odkształcenia - stal H23N18 Fig. 10.2. Curves of the cyclic strain - the H23N18 steel

- 63 -

Tablica 10.5



Rys. 10.3. Krzywe cyklicznego odkształcenia - stal 5H12G16J2 Fig. 10.3. Curves of the cyclic strain - the 5H12G16J2 steel

nia wyników wymaga określenia wartości współczynników K'i n' dla każdej z temperatur badań izotermicznych. W celu ułatwienia wykorzystania wyników badań oraz zapewnienia możliwości ilościowej oceny wpływu temperatury na parametry pętli histerezy ΔG , $\Delta \mathcal{E}_p$ wprowadzono zależność opisującą w sposób ciągły przebieg krzywych w funkcji temperatury

$$\frac{\Delta 6}{2} = A' \left(\frac{\Delta \epsilon_p}{2}\right)^b \mathbf{T}^{c'}$$

Współczynniki A', b', c' wyznaczono stosując metodę regresji wielowymiarowej w odniesieniu do zależności

(10.4)

(10.5)

z = a + bx + cy

gdzie:

z

=
$$\log \frac{\Delta \phi}{2}$$
, a = $\log A'$, x = $\log \frac{\Delta \delta_p}{2}$, y = $\log T$.

Wartości współczynników zawiera tablica 10.6. Przekształcając równanie (10.4) i uwzględniając odkształcenia sprężyste otrzymano równanie krzywej cyklicznego odkształcenia w postaci

$$\frac{\Delta \mathcal{E}_{c}}{2} = \frac{\Delta \mathcal{E}_{g}}{2} + \frac{\Delta \mathcal{E}_{p}}{2} = \frac{\Delta \mathcal{G}}{2E} + \left(\frac{\Delta \mathcal{G}}{2A' \mathbf{T}^{C'}}\right)^{\frac{1}{D'}}$$
(10.6)

Wartości współczynników wytrzymałości cyklicznej K, wykładników cyklicznego umocnienia n' oraz współczynników korelacji wyznaczone dla krzywych cyklicznego odkształcenia

Gatunek stali	Temperatura	К' [МРа]	n'	r
1	2	3	4	5
3.1	297 K	1118	0,274	0,980
H18N9S	673 K	1294	0,318	0,974
	873	669	0,229	0,978
	297 к	1025	0,261	0,979
H23N18	673 K	439	0,151	- 0,996
	873 K	820	0,276	0,987
5H17G17	293 K	683	0,192	0,972
abbranke bissis s	293 K	1591	0,352	0,977
5H12G16J2	673 K	1090	0,227	0,988
	873 K	938	0,206	0,898

Przebieg krzywych dla stali chromowo-niklowych przedstawiono na rysunkach 10.4 i 10.5.



Rys. 10.4. Krżywe cyklicznego odkształcenia opisane zależnością (10.6)- stal H18N9S

Fig. 10.4. Curves of the cyclic strains described by the means of the relationship (10.6) - the H18N9S steel

- 64 -



Rys. 10.5. Krzywe cyklicznego odkształcenia według wzoru (10.6) - stal H23N18 Fig. 10.5. Curves of the cyclic strain according to the formula (10.6) - the H23N18 steel

Tablica 10.6

Wartości stałych materiałowych A , b , c wyznaczone na podstawie aproksymacji wyników badań zależnością (10.4)

Stal	A' [MPa]	b	c'	r
H18N9S	6613,102601	0,254455	-0,243620	0,851661
H23N18	1998,009754	0,143881	-0,157296	0,751046

Badano również wpł₁ v programu zmian parametrów badań na przebieg pętli histerezy. Przeprowadzono badania zmęczenia realizowane na dwóch etapach. Pierwszy etap odnosił się do połowy trwałości, określonej dla danej stałej temperatury i stałego zakresu odkształcenia. Na drugim etapie, przebiegającym do zniszczenia próbki, zmieniano parametry badań $\Delta \mathcal{E}_c$, T. Wartości $\Delta \mathcal{E}_c$ i T dla poszczególnych wariantów zestawiono w tablicy 10.7.

10.2.3. Trwałość w zależności od parametrów cyklu odkształcenia

Analityczny opis trwałości zmęczeniowej oparto na zależnościach podanych przez Mansona, Morrowa, Coffina i Moskwitina [4, 6, 43, 65].

Wartości zakresu odkształceń całkowitych, plastycznych i sprężystych, które występują we wzorach opisujących trwałość zmęczeniową, wyznaczano dla ustabilizowanych pętli histerezy. Wartosci te określano dla pętli odpowiadającej 1/2 liczby cykli do zniszczenia. Badania zrealizowano w temperaturach 293 K, 673 K, 873 K. Wyniki badań zawierają prace [102-105]. Wyniki badań zmęczenia niskocyklicznego realizowanych na dwóch etapach

	1 etap		۵ø	2 e	Δđ	
Wariant badań	т [K]	Ɛ _c	2 [MPa]	т [к]	∆£ _c	2 [MPa]
1	293	0,012	400	293	0,018	468
2	293	0,012	401	293	0,006	310
3 6	873	0,012	281	293	0,012	387
4	873	0,012	300	293	0,006	338
5	· 873	0,012	307	293	0,018	446
6	293	0,012	400	873	0,012	- 300

Równania linii odkształcenia plastycznego $\Delta \mathcal{E}_{p}(N_{z})$ i sprężystego $\Delta \mathcal{E}_{s}(N_{z})$, zgodnie ze wzorem Mansona [4], aproksymowano równaniami prostych w układzie podwójnie logarytmicznym

$$Y_1 = \infty X + m_1$$
 (10.7)
 $Y_2 = \mu X + m_2$

gdzi :

 $Y_1 = \log(\Delta \mathcal{E}_p), \quad Y_2 = \log(\Delta \mathcal{E}_s)$ $X = \log(N_2), \quad m_1 = \log M, \quad m_2 = \log \frac{M}{F}$

Porównując wzór (2.82) i wzór podany przez Morrowa [43] określono związki pomiędzy stałymi M, A, α , μ oraz \mathcal{E}'_{f} , \mathcal{G}'_{f} , c, b

$$\mathcal{E}'_{f} = \frac{M}{2^{\alpha+1}}; \quad \mathcal{O}'_{f} = \frac{M}{2^{\mu+1}}; \quad \mathbf{c} = \alpha; \quad \mathbf{b} = \mu$$
 (10.8)

Wartości stałych M, A, ∞ , μ oraz \mathcal{E}'_{f} , wyznaczone metodą najmniejszych kwadratów, zawiera tablica 10.8. Przykład charakterystyk zmęczeniowych aproksymowanych równaniem (2.82) przedstawiono na rysunku 10.6.

Przyjmując za podstawę wzór Mansona-Coffina (2.68) oraz uwzględniając zależność stałej C od temperatury charakterystyki zmęczeniowe aproksymowano równaniem

$$\Delta \mathcal{E}_{p} = B(N_{z})^{d} T^{k}$$

Dla powyższej zależności określono współczynniki funkcji regresji oraz współczynniki korelacji, które zestawiono w tablicy 10.9. Zastosowano metodę regresji wielowymiarowej po przekształceniu równania (10.9) do postaci

Tablica 10.7

(10.9)



- 68 -

Rys. 10.6. Wykresy zmęczeniowe. Stal H18N9S, T = 673 K Fig. 10.6. Fatique diagrams. The H18N9S steel, T = 673 K

Podobny tok postępowania zastosowano w odniesieniu do metody opisanej w pracy [6]. Równanie (8.28) uzupełniono wprowadzając jako parametr temperaturę i uzależniając od niej stałą C_2 . Otrzymano w ten sposób

 $\Delta \xi_{\rm c} = B_1 (N_{\rm z})^{d_{\bar{1}} K_{\bar{1}}}$

(10.11)

Po zlogarytmowaniu równania (10.11) określono współczynniki funkcji regresji, których zestawienie zawiera tablica 10.6.

Na rysunkach 10.7 - 10.12 przedstawiono wykresy zmęczeniowe uzyskane na podstawie wzorów (10.9) i (10.11). Przyjęte zależności wykazują dostateczną dla technicznych zastosowań zgodność z wynikami badań, o czym świadczą wartości współczynników korelacji.

3409-2 [MPa] wyznaczonych dla badanych stał
i stałych ma' riałowych wzoru Mansona oraz współczynniki korelacji dla zależności określających zakres odkształceń plastycznych w funkcji liczby cykli
 (\mathbf{r}_{j}) i zakres odkształceń sprężystych w funkcji liczby cykli
 (\mathbf{r}_{2}) 1509 1380 2318 1823 2853 1665 1302 2487 2141 10 0,07 0 . 12 0,15 0,57 0,30 0,15 0,12 0,04 0,15 0,51 4 0,915 0,976 0,835 0,978 0,835 0,956 0,989 0,897 0,820 906'0 r2 -0,185 -0.140 -0,060 -0,135 -0,101 -0,147 -0,111 -0,127 -0,113 -0,172 3. [MPa] 2076 1632 2888 1516 1581 2210 1218 2466 2329 1425 ~ 0,0175 0,0093 0,0093 0,0130 0,0084 0,0137 0,0095 0,0102 0,0169 0,0173 AIN . 866 0 0,954 186,0 0,954 066'0 0,995 0,942 0,992 0,994 0,957 H -0,546 -0,406 -0,603 -0,446 -0,587 -0,460 -0,234 -0,440 -0,631 -0 40 8 0,066 0,164 0,223 0,103 0,741 0,394 0,685 0,177 0,223 0,217 X Tempera-tura ж × × 16 × 24 24 24 × × 873 297 673 873 293 293 673 297 673 873 Wartości Gatunek stali 5H17G17 5H12G16J2 H2 3N18 H18N98

- 69 -

Tablica 10.8

-

Q.01

Rys. 10.7. Wykresy zmęczeniowe w układzie osi $\Delta \mathcal{E}_{p}$, N_z - aproksymacja wzorem (10.9). Stal H23N18 p⁻ Fig. 10.7. Fatigue diagrams in the axis arrangement $\Delta \mathcal{E}_{p}$, N_z - an approximation by the formula (10.9). The H23N18 steel



Rys. 10.8. Wykresy zmęczeniowe w układzie osi $\Delta \hat{e}_{r}$, N_z - aproksymacja wzorem (10.11). Stal H23N18 Fig. 10.8. Fatigue diagrams in the axis arrangement $\Delta \hat{e}_{p}$, N_z - an approximation by the formula (10.11). The H23N18 steel



Rys. 10.9. Wykresy zmęczeniowe w układzie osi $\Delta \mathcal{E}_{p}$, N_{z} - aproksymacja wzorem (10.9). Stal H18N9S p Fig. 10.9. Fatigue diagrams in the axis arrangement $\Delta \mathcal{E}_{p}$, N_{z} - an approximation by the formula (10.9). The H18N9S steel



Rys. 10.10. Wykresy zmęczeniowe w układzie osi $\Delta \mathcal{E}_{c}$, N_z - aproksymacja wzorem (10.11). Stal H18N9S Fig. 10.10. Fatigue diagrams in the axis arrangement $\Delta \mathcal{E}_{c}$, N_z - an approximation by the formula (10.11). The H18N9S steel



105 0 N [cykii] Po 1 - 293 K 2 - 673 K 3 - 873 K 02 100'0 000 - 23V

- 72

Δć, the axis arrangement be formula (10.11). w układzie osi 2 . Stal 5H72G16J2 zmeczeniowe w orem (10.11). the 5 10.12. Fatigue diagrams : N_z - an approximation by The 5H12G16J2 ; Rys. 10.12. Wykresy zmęcz N_z - aproksymacja wzorem F1g. 10.12. Fatigue diagr Deo'

10.11. Fatigue diagrams in the axis arrangement N_x - an approximation by the formula (10.9). The 5H12G16J2 steel

0

Tablica 10.9

Gatunek stali	a ₁	d	k	r	В
H18N9S	0,018551	-0,393556	-0,316748	0,917290	1,043641
H23N18	0,0229954	-0,470440	-0,304839	0,944835	1,698066
5H12G16J2	2,285905	-0,452724	-1,114532	0,940501	193,154767
States and	a2	d ₁	k ₁	r ₁	^B 1
H18N9S	-0,472933	-0,320089	-0,149885	0,901667	0,336563
H23N18	-0,507915	-0,318540	-0,140796	0,928065	0,310517
5H12G16J2	0,268424	-0,299010	-0,444260	0,936916	1,855342

Wartości stałych materiałowych B, d, k wyznaczone na podstawie aproksymacji wyników badań zależnościami (10.9), (10.11)

10.3. Badania zmęczenia cieplno-mechanicznego

10.3.1. Charakterystyka zastosowanej metody badań

Przeprowadzenie próby odporności tworzywa na zmęczenie wywołane cyklicznymi zmianami temperatury stanowi istotny problem techniczny. Próby tego typu powinny umożliwiać śledzenie i zadawanie dowolnych przebiegów zależności pomiędzy naprężeniami, odkształceniami i temperaturą. W metodyce prowadzenia badań uwzględnić należy mechanizm lokalizacji odkształceń, którego wpływ na wyniki doświadczeń jest istotny zwłaszcza w konwencjonalnej metodzie badań na próbkach sztywno utwierdzonych,

W wyniku występowania tego efektu w miarę upływu kolejnych cykli zmienia się zależność pomiędzy odkształceniami i temperaturą. Założenie liniowej zależności pomiędzy podanymi wielkościami, przyjmowane w wielu pracach [8, 9, 11, 13], jest pewnym przybliżeniem, którego dokładność zależy między innymi od rozkładu temperatury na długości próbki i jego zmian w trakcie badań. Uzyskanie okresowego przebiegu zależności odkształceń od czasu związanego z okresowym przebiegiem temperatury w funkcji czasu możliwe jest jedynie przy zastosowaniu odpowiednich metod sterowania próbą.

W pracy zastosowano metode, której istotną cechą jest ograniczenie obszaru sterowania i obserwacji do wyodrębnionego odcinka próbki. W zakresie tego odcinka napreżenie, odkształcenie i temperatura przyjmują w dowolnej chwili czasu te same wartości dla każdego punktu na jego długości.

Badania prowadzono na próbkach (rys. 10.13) cylindrycznych, które nagrzewano metoda indukcyjna i chłodzono przepływającym wewnątrz strumieniem oleju. W zestawie pomiarowym zastosowano system serwohydrauliczny firmy MTS, umożliwiający prowadzenie badań przy sterowaniu między innymi wielkością odkształcenia. Ten typ sterowania, przy użyciu czujnika odkształcenia w układzie sprzężenia zwrotnego systemu, pozwala na zadawanie cyklicznych przebiegów odkształcenia w kształcie sinusoidy oraz funkcji o przebiegu piłowym lub

- 73 -



antelemente recollero avecano, persola la relación odiantelecente a unitaa i de résente recollero avecano, persola la relación estimate estimates el produce de recollero a testatore el como il este tonicaja e producta e testatores el beren la prostokątnym. Odkształcenie może być również utrzymywane na stałym poziomie. System MTS przystosowany jest do badań izotermicznych. W celu przeprowadzenia badań zmęczenia cieplno-mechanicznego układ pomiarowy wyposażono dodatkowo w regulator temperatury oraz system chłodzenia składający się z pompy i chłodnicy oleju (rys. 10.13). Regulator temperatury służył do zadawania jej wartości maksymalnej i minimalnej w poszczególnych cyklach. W momencie ' osiągnięcia przez próbkę temperatury maksymalnej następowało wyłączenie nagrzewnicy indukcyjnej i załączenie silnika napędzającego pompę oleju.

W celu uzyskania przebiegów zależności odkształceń związanych z przebiegiem zależności temperatury od czasu stałą wartością ilorazu $\mathcal{E}_{\rm M}/\mathcal{E}_{\rm T}$ zastosowano, w miejsce sygnału uzyskiwanego z generatora funkcji systemu MTS, sygnał ze wzmacniacza pomiarowego temperatury. Ten typ sterowania opisano szczegółowo w pracach [100, 101].

Badania prowadzono przy wybranych wartościach ilorazu W przypadku $\mathcal{E}_{M}/\mathcal{E}_{T} = 1$ długość pomiarowa próbki L_o = const, przy jednoczesnych zmianach temperatury. Dla $\mathcal{E}_{T} = 0$ należy przyjąć, że końce próbki są swobodne. Wartość $\mathcal{E}_{M}/\mathcal{E}_{T} = \infty$ odpowiada badaniom izotermicznym.



and dry raines of antical balls wellen to at

- 75 -

Czas trwania jednego cyklu zależny był od wartości temperatury maksymalnej i minimalnej oraz badanego tworzywa. Przy zastosowanych parametrach badań mieścił się w zakresie od 25 s. do 120 s. Nie obserwowano typowego dla innych metod badań zjawiska lokalizacji odkształceń. W trakcie badań rejestrowano przebiegi zależności siły od temperatury (rys. 10.14). Kreślono również charakterystyki cyklu temperatury T(t) - przykład na rys. 10.15.

Na tak zaprojektowanym i przetestowanym stanowisku pomiarowym przeprowadzono badania zmęczenia cieplno-mechanicznego dwóch gatunków stali austenitycznych: H23N18 i H18N9S. Określono charakterystyki cyklicznego odkształcenia i wykresy zmęczeniowe.





Fig. 10.15. The course of the temperature changes in the specimen for the thermal fatigue investigations

10.3.2. Badanie przebiegu odkształcania przy cyklicznym nagrzewaniu i chłodzeniu

Stale austenityczne wykazywały w badaniach zmęczenia cieplno-mechanicznego cykliczne umocnienie, podobnie jak w próbach izotermicznych. W kolejnych cyklach obciążeń wywołanych zmianami temperatury rosła wartość zakresu naprężenia (rys. 10.14).

Wykresy zależności pomiędzy siłą i temperaturą rejestrowane w czasie badań dla pierwszego półcyklu oraz stanu nasycenia przedstawiono na rysunku 10.16. Wyznaczono również wykresy dylatometryczne, na podstawie których można określić wpływ temperatury na wartość współczynników rozszerzalności. Wykresy te wykorzystano w obliczeniach odkształceń odpowiadających danej temperaturze, niezbędnych dla wyznaczenia zależności pomiędzy naprężeniami i odkształceniami.

Dysponując wykresami dylatometrycznymi oraz zmieniając skalę wykresów F(T) na $\mathfrak{G}(T)$ wyznaczono przebiegi pętli histerezy zgodnie z metodą, która graficznie zilustrowano na rysunku 10.16. Z wykresów $\mathfrak{G}(\mathcal{E})$ określono zakresy odkształceń plastycznych $\Delta \mathfrak{E}_p$, sprężystych $\Delta \mathfrak{E}_s$ i zakresy naprężenia $\Delta \mathfrak{G}$. Zakres odkształceń całkowitych jest równy



Z wartością współczynnika k_s związany jest zakres odkształcenia całkowitego determinujący pozostałe parametry procesu odkształcania $-\Delta \varepsilon_{\rm p}, \Delta \varepsilon_{\rm s},$ $\Delta \vec{\rm 6}$ (rys. 10.16). Wywiera on w związku z tym decydujący wpływ na trwałość i przebieg wykresów zmęczenibwych.

77

(10.12)



Rys. 10.16. Petle histerezy wyznaczone na stanowisku do badań zmęczenia cieplno-mechanicznego. Stal H18N9S

Fig. 10.16. Hysteresis loops determined on the stand for the thermal fatigue investigations

- 76 -

10.3.3. Wyznaczenie wpływu parametrów cyklu temperatury na trwałość zmęczeniową

Większość kryteriów trwałości w odniesieniu do zmęczenia niskocyklicznego opiera się na analizie przebiegu pętli histerezy. Zależności, na podstawie których wyznacza się trwałość, ujmują związki pomiędzy takimi wielkościami jak: zakres odkształceń całkowitych $\Delta \mathcal{E}_c$, plastycznych $\Delta \mathcal{E}_p$ czy sprężystych i liczbą cykli do zniszczenia N. Wielkości te umożliwiają obliczenie energii dysypacji, którą wiążą z trwałością kryteria energetyczne. Jedną z powszechnie stosowanych metod opisu trwałości jest zależność Mansona-Coffina (2.82), umożliwiająca również aproksymacje przebiegu charakterystyk zmęczenia cieplno-mechanicznego [8, 11, 13]. Parametrem determinującym trwałość jest w tym przypadku zakres odkształceń plastycznych. Przyjęcie w pracy tego sposobu opisu trwałości pozwoliło na porównanie charakterystyk zmęczenia cieplno-mechanicznego z charakterystykami określonymi dla zmęczenia mechanicznego. Dodatkowo przyjęto jako parametr badań współczynnik charakteryzujący cykl temperatury i odkształceń z uwagi na efekt ich lokalizacji. Stosując sterowanie próbą za pomocą sygnału napięcia uzyskiwanego ze wzmacniacza temperatury wykonano badania dla przyjętych wartości $k_{c} = 1$ oraz $k_{c} = 2$. Wykresy zmęczeniowe przedstawiono na rysunkach 10.17



Rys. 10.17. Wykresy zmęczeniowe określone dla stali H18N9S w badaniach zmęczenia cieplno-mechanicznego

$$\rightarrow \frac{\mathcal{E}_{M}}{\mathcal{E}_{T}} = 1, \quad 2 \longrightarrow \frac{\mathcal{E}_{M}}{\mathcal{E}_{T}} = 2, \quad 3 \longrightarrow \frac{\mathcal{E}_{M}}{\mathcal{E}_{T}} = \infty \qquad (T_{\min} = 473 \text{ K})$$

Fig. 10.17. Fatigue diagrams determined for the H18N9S steel in the thermal fatigue investigations

1 -

$$\rightarrow \frac{\delta_{\rm M}}{\delta_{\rm T}} = 1, \quad 2 \longrightarrow \frac{\delta_{\rm M}}{\delta_{\rm T}} = 2, \quad 3 \longrightarrow \frac{\delta_{\rm M}}{\delta_{\rm T}} = \infty \qquad ({\rm T_{\rm min}} = 473 \ {\rm K})$$

i 10.18. Charakterystyki te aproksymowano równaniem (2.63). Po zlogarytmowaniu zależności (2.63) otrzymano

$$Y_3 = 0 X_3$$

+ D

gdzie:

$$x_3 = \log \Delta \epsilon_p$$
, $x_3 = \log N_z$, $D = \log C$

Wartości stałych α i C zestawiono w tablicy 10.10. Na rysunkach 10.17 i 10.18 przedstawiono również wykresy zmęczeniowe wyznaczone w próbach izotermicznych. Można przyjąć, że dla tego typu badań k_c = $-\infty$



Rys. 10.18. Wykresy zmęczeniowe określone dla stali H23N18 w badaniach zmęczenia cieplno-mechanicznego

$$1 \longrightarrow \frac{\mathcal{E}_{M}}{\mathcal{E}_{T}} = \infty$$
, $2 \longrightarrow \frac{\mathcal{E}_{M}}{\mathcal{E}_{T}} = 2$, $(T_{min} = 423 \text{ F})$

Fig. 10.18. Fatigue diagrams determined for the H23N18 steel in the thermal fatigue investigations

$$1 \longrightarrow \frac{\delta_{M}}{\delta_{T}} = \infty$$
, $2 \longrightarrow \frac{\delta_{M}}{\delta_{T}} = 2$ ($T_{min} = 423$ K

Tablica 10.10

(10.13)

Wartości stałych materiałowych C; & wyznaczone na podstawie aproksymacji wyników badań zmęczenia cieplno-mechanicznego zależnością (2.63)

Gatunek stali	· k	с	20	r
H18N95	1	0,124	-0,53	0,916
	2	.0,365	-0,62	0,862
, H23N18	2	0,246	-0,58	0,875

- 80

Badania struktury tworzywa przeprowadzono dla próbek, które poddane były niskocyklicznemu zmęczeniu. W badaniach zastosowano metodę transmisyjnej mikroskopii elektronowej, przy wykorzystaniu techniki cienkich folii. Folie wykonywano z płytek o grubości 1 mm pobieranych prostopadle do osi próbek w połowie ich długości. Płytki ścieniano poprzez szlifowanie i polerowanie elektrolityczne. Z uwagi na warunki przygotowania preparatów, obejmowały one materiał z miejsc w pobliżu osi próbki. Obserwacje struktury przeprowadzono na transmisyjnym mikroskopie JEM-100B. Wybrane przykłady struktur dyslokacyjnych zamieszczono na rysunkach 10.19 - 10.30. Obszerniejsze zestawienie wyników badań zawierają prace 103. Zrealizowany program badań umożliwił określenie wpływu na strukturę materiałów takich parametrów, jak temperatura i zakres odkształcenia oraz związku pomiędzy tymi parametrami, strukturą pól dyslokacji i trwałością. Na podstawie obserwacji i analizy wyników badań wyodrębniono pięć klas struktury pół dyslokacji:

- 1 chaotycznie rozmieszczone dyslokacje o małej gęstości; cechy takie ma struktura wviściowa.
- 2 chaotycznie rozmieszczone dyslokacje o dużej gęstości, jak na rys. 10.20,
- 3 wyraźnie zaznaczone ścianki zbudowane z pętli dyslokacyjnych i obszary o chaotycznym rozkładzie dyslokacji, jak na rys. 10.19,
- 4 struktura komórek dyslokacyjnych z dyslokacjami rozmieszczonymi wewnątrz nich, jak na rys. 10.22,
- 5 struktura komórkowa, wnętrze komórek wolne od dyslokacji, jak np. na rys. 10.23.

Dokonano przyporządkowania danej klasie struktury poszczególnych jej obrazów w postaci fotografii z mikroskopu elektronowego.

Posługując się metodą omówioną w rozdziale 8 określono obszary, w których występować będą poszczególne rodzaje struktur. Przyjęto kryterium klasyfikacji w postaci:

 $h_j > 0,5$ $h_j = h_{max}$

(10.14)

Ten sposób klasyfikowania przy wykorzystaniu obliczonych wartości podobieństw opiera się na założeniu, że danej strukturze przyporządkowana zostanie subiektywnie klasa (j) (j = 1,2,...,5), jeżeli wartość podobieństwa do tej klasy jest większa od 0.5 oraz podobieństwo h, jest największe spośród wszystkich analizowanych. Przykłady wykorzystania algorytmu do określania obszarów występowania poszczególnych rodzajów struktur pokazano na rysunkach 10.31 i 10.32. Rysunek 10.32 przedstawia obszary odpowiadające strukturom typu (4) i (5) przy wartości podobieństwa h > 0,5. Zastosowanie kryterium h_j = h_{max} ma na celu wyraźne rozgraniczenie obszarów objętych różnymi rodzajami struktur. Niemniej jednak w obszarze (4), (5) w odniesieniu do przed-





H18N9S 558 558 the ш stali 0 Z z structur × dyslokacyjna 124 873 873 Π. чo E in. locati 118N9S 0,006 0,006, Struktura isl H1 g П 11 ∆ S ΔĒ 0.19 -100 11 wD ig. Rys

Ē

- 81 -

29971

E

002

0

11

ω^O

Ā

-10

UU.

H18N9S

the

HO Z

struct 293

dislocation steel

The

29971

Ш.

z

×

293

Ш

н

0,002,

Ш

ວິ ຊ

0

Rvs

w^U

5 2 - 1 -



00 H23N 8 H2 3N1 the stali 54 ucture 873 dyslo acyjna H g dislocatio tura 0,01, Struk. Ш ψ ωÜ \triangleleft - 21 △ 10.21 6° Fig Rys

H23N 8

the

ΨO

Icture

tru H.

ocation

teel 0,001,

wu

 \triangleleft

-10

82 ¢ \simeq

8

H in

.

01

0

 \triangleleft

gog

N 22

0

Fig

H23N18.

stali

dyslokacyjna

Struktura

22. 11

0

Rys

873 0,001 Δ^c -10



- Rys. 10.23. Struktura dyslokacyjna stali H23N18, $\delta_{\rm c} = \frac{1}{2} \Delta \delta_{\rm c} = 0,01, \quad {\rm T} = 873~{\rm K}$
- Fig. 10.23. The dislocation structure of the H23N18 steel



Rys. 10.25. Struktura dyslokacyjna stali H23N18, $\xi_{\rm c} = \frac{1}{2} \Delta \xi_{\rm c}$ 0,006, T = 293 K, N_z = 2170 Fig. 10.25. The dislocation structure of the H23N18 steel

$$E_{\rm c} = \frac{1}{2} \Delta E_{\rm c} = 0,006, = 293 \text{ K}, \text{ N}_{\rm z} = 2170$$





Fig. 10.24. The dislocation structure of the H23N18 steel

$$=\frac{1}{2}\Delta \hat{\epsilon}_{c} = 0,01, T = 873 \text{ K}$$



Rys. 10.26. Struktura dyslokacyjna stali 5H12G16J2, $\varepsilon_{\rm c} = \frac{1}{2} \Delta \varepsilon_{\rm c} = 0,006$, T = 873 K, N = 247 Fig. 10.26. The dislocation structure of the 5H12G16J2 steel $\varepsilon_{\rm c} = \frac{1}{2} \Delta \varepsilon_{\rm c} = 0,006$, T = 873 K, N = 247



- Rys. 10.27. Struktura dyslokacyjna stali 5H17G17, $\mathcal{E}_{\rm C} = \frac{1}{2} \triangle \mathcal{E}_{\rm C} = 0,012$, T = 293 K, N_Z = 300 Fig. 10.27. The dislocation structure of the 5H17G15 steel
 - $\epsilon_{c} = \frac{1}{2} \Delta \epsilon_{c} = 0,012, T = 293 K, N_{z} = 300$



Rys. 10.29. Struktura dyslokacyjna stali H18N9S po procesie zmęczenia cieplno-mechanicznego Fig. 10.29. The dislocation structure of the H18N9S steel - the thermal fatigue



- Rys. 10.28. Struktura dyslokacyjna stali 5H17H17, $\epsilon_{\rm c} = \frac{1}{2} \Delta \epsilon_{\rm c} = 0,005$, 293 K, N = 2000 cykli Fig. 10.28. The dislocation structure of the 5H17G17 steel
 - $\xi = \frac{1}{2}\Delta \xi = 0,005$, T = 293 K, N = 2000 cycles

83



Rys. 10.30. Struktura dyslokacyjna stali H23N18 $\delta_{\rm C} = \frac{1}{2} \Delta \delta_{\rm C} = 0,003$, T = 293 K Fig. 10.30. The dislocation structure of the H23N18 steel

 $\delta_{c} = \frac{1}{2} \Delta \delta_{c} = 0,003, T = 293 K$

Opis rysunków 10.19 - 10.30

Nr	Materiał	Warunki badań zmęczeniowych	Opis rysunków	Powięk- szenie
1	2	3	4	5
10.19	H18N9S	$\mathcal{E}_{c} = 0,006$ T = 873 K	Struktura komórek dysloka- cyjnych z dyslokacjami roz- mieszczonymi wewnątrz nich	27000x
10.20	H18N9S	$\mathcal{E}_{C} = 0,002$ T = 293 K	Zaznaczone ścianki komórek dyslokacyjnych i obszary o chaotycznym rozkładzie dyslokacji	33000x
10.21	H2 3N 18	$\mathcal{E}_{c} = 0,01$ T = 873 K	Efekty przemieszczania się dyslokacji w płaszczyźnie poślizgu	27000x
10.22	H2 3N18	$\epsilon_{c} = 0,01$ T = 873 K	Struktura komórek dysloka- cyjnych z dyslokacjami rozmieszczonymi wewnątrz niektórych komórek	20000x
10.23	H2 3N18	<i>e</i> _c = 0,01 T = 873 K	Struktura komórkowa, wnę- trza komórek wolne od dys- lokacji. Widoczne uskoki granic bliźniaków, będące prawdopodobnie efektem od- działywania ścianek struk- tury dyslokacyjnej	13000×
10.24	H2 3N 18	$\mathcal{E}_{c} = 0,01$ T = 873 K	Struktura komórek dysloka- cyjnych. Widoczne efekty przemieszczania się dyslo- kacji w obszarach pomiędzy ściankami komórek	20000x
10.25	H23N18	$\mathcal{E}_{c} = 0,006$ T = 293 K	Efekty powstawania uskoków w zablokowanym pasmowym układzie dyslokacji	33000x
10.26	5H12G16J2	$\mathcal{E}_{c} = 0,006$ T = 873 K	Pasmowe układy dyslokacji zablokowanych wydzielający- mi się na nich węglikami	33000x
10.27	5H17G17	$\mathcal{E}_{c} = 0,012$ T =x293 K	Układy dyslokacji o dużej gęstości i błędy ułożenia w paśmie poślizgu	17000x
10.28	5H17G17	$\mathcal{E}_{c} = 0,006$ T = 293 K	Pasma błędów ułożenia po- wstałe w wyniku dysocjacji przemieszczających się dys- lokacji	27000x
10.29	H18N9S	Badania zmęcze- nia cieplno-me- chanicznego	Układy dyslokacji tworzące ścianki oraz dyslokacje roz- mieszczone chaotycznie	27000x
10.30	H23N18	$\mathcal{E}_{C} = 0,003$ T = 293 K	Skupienia pętli dyslokacyj- nych	27000x





Rys. 10.31. Obszary występowania różnych typów struktur dyslokacyjnych w przestrzeni wartości cech (N = 4000). Stal H18N9S

Fig. 10.31. Regions where different types of the dislocation structures in the characteristic value space occur (N = 4000)



Rys. 10.32. Obszary występowania różnych typów struktur dyslokacyjnych w przestrzeni wartości cech (N = 100). Stal H18N9S

Fig. 10.32. Regions where different types of the dislocation structures in the characteristic value space occur (N = 100)



próbki Struktura wnę pobliżu 0.37.



surface layer the HO The structure 10.35. Fig.



przypowierzchniowej Warstwy Struktura 10.35. Rys.



przypowierzchniowej layer surface the warstwy fo ture Struktura struct The 10.34. e. 10 Fig.



interi obszar its axis próbk1 osi the Struktura wnętrza pobliżu jej -10 structure of the region r The 36. 10. 10. Rys. Fig.

near

OL

- 86 -

stawionego przykładu należy wziąć pod uwagę możliwość zaklasyfikowania struktury zarówno jako typu (4), jak i (5). Obszary na rysunkach 10.31 i 10.32 położone poza granicami zdefiniowanymi kryterium (10.14) obejmują punkty przestrzeni, dla których brak jest wystarczającego podobieństwa - h < 0,5 do każdej ze struktur (1) - (5).

> Określono również wpływ odległości od powierzchni próbki

na strukturę materiału. Wykona-

no w tym celu badania rozkładu dyslokacji wzdłuż promienia na

foliach pobieranych z obszarów

położonych w różnej odległości

od osi próbek (rys. 10.33). Do

badań wybrano jedną z próbek ze

stali H23N18 poddaną uprzednio zmęczeniu w temperaturze 873 K przy poziomie zakresu odkształ-

cenia $\Delta \mathcal{E}_{a} = 0,02$. Fotografie

reprezentatywne dla poszczegól-

nych obszarów przedstawiono na

rysunkach 10.34 - 10.37. Ujaw-

niono istotny wpływ miejsca, z

którego pobierano preparat do

badań na strukturę materiału.

Struktura w pobliżu powierzchni



Rys. 10.33. Sposób pobierania preparatów do badań wpływu odległości od powierzchni próbki poddanej zmęczeniu na strukturę dyslokacyjną materiału

Fig. 10.33. A way of sampling for the investigations of the influence of the length from the specimen surface subjected to the material dislocation structure fatigue

próbki wykazywała większe zdefektowanie w porównaniu ze strukturą w jej wnętrzu - rys. 10.34 i 10.36. Cechą charakterystyczną struktury materiału pobranego z warstw położonych tuż pod powierzchnią próbek były liczne bliźniaki oraz występowanie wyraźnie wykształconej struktury komórkowej. Znaczne zdefektowanie struktury w warstwach przypowierzchniowych, większe od zdefektowania tworzywa wewnątrz próbki, może wynikać między innymi z nierównomiernego rozkładu odkształceń wzdłuż jej promienia. W warstwach położonych bezpośrednio pod powierzchnią panują również odmienne, w odniesieniu do pozostałej objętości materiału, warunki do przemieszczania się i generowania dyslokacji. Odmieńny jest bowiem stan energetyczny atomów położonych na powierzchni i w głębi materiału. Wynika stąd aktywna rola powierzchni w procesie generowania dyslokacji [109].

- 87 -

11. ANALIZA WYNIKÓW BADAN

Zmiany własności badanych materiałów podczas cyklicznego sprężysto-plastycznego odkształcania zdeterminowane są procesem składającym się z trzech okresów. W pierwszym z nich w badanych stalach zachodziło ich umacnianie. W okresie drugim obejmującym 75-95% liczby cykli do zniszczenia przebieg pętli histerezy stabilizował się. W okresie trzecim następował spadek wartości zakresu naprężenia – $\Delta \delta$. Powstawała wówczas szczelina zmęczeniowa. Ponieważ okres ustabilizowanego przebiegu pętli histerezy obejmował przeważającą część liczby cykli do zniszczenia próbek, modele matematyczne opisujące zachowanie się materiału odniesiono do stanu nasycenia. W wielu zagadnieniach technicznych charakterystyki wyznaczone dla tego stanu są dostatecznie dokładnym dla celów inżynierskich opisem właściwości materiału.

Przedstawione w rozdziale 10.1.2 związki opisują przebieg odkształcania w stanie nasycenia dla przypadku zmęczenia mechanicznego. Ponieważ brak jest w literaturze tego typu zależności dla zmęczenia wywołanego cyklicznymi zmianami temperatury, w pracy dokonano próby uogólnienia zależności (10.6) i zastosowania jej do opisu odkształcania materiału w warunkach zmęczenia cieplno-mechanicznego. Porównano w tym celu charakterystyki materiału wyznaczone w obu rodzajach badań. Przebieg pętli histerezy określonych na podstawie wyników badań zmęczenia mechanicznego i cieplno-mechanicznego (rys. 11.1) wykazuje ich nieznaczne różnice, co uzasadnia możliwość zastosowania takiego uogólnienia dla badanych materiałów jednofazowych. Dokładność tego typu przybliżonego sposobu opisu właściwości związana jest z procesami umacniania lub osłabiania 'materiału wywołanymi samymi cyklicznymi zmianami temperatury. W analizowanym przypadku stali chromowo-niklowych z nielicznymi wydzieleniami węglików proces umacniania uzależniony jest głównie od obciażeń zewnetrznych, których oddziaływanie powoduje generowanie nowych dyslokacji i przebudowę istniejących już ich układów. Nie występują bowiem w przypadku tych stali oddziaływania związane z różną rozszerzalnością cieplną poszczególnych faz. Mniej istotne w porównaniu z innymi materiałami jest także oddziaływanie temperatury, w której zachodzi odkształcanie, na podstawowe własności mechaniczne, a przede wszystkim na granice plastyczności.

W rozważaniach przedstawionych w rozdziale 7 przyjęto, że w warunkach zmęczenia niskocyklicznego najistotniejszą cechą charakteryzującą stan struktury materiału jest gęstość dyslokacji. Wywiera ona decydujący wpływ na umocnienie badanych stali i związane z nim kształt i wymiary pętli histerezy, które ulegają zmianom w kolejnych cyklach obciążeń. Równania (7.11) -(7.14) stanowią próbę ujęcia w postaci modeli matematycznych zależności pomiędzy zmieniającymi się parametrami pętli histerezy, liczbą cykli obciążeń



- 89 -

Rys. 11.1. Pętle histerezy - stal H23N18 ----- badania zmęczenia cieplno-mechanicznego T_{min} = 423 K, T_{max} = 923 K, k = 2, ----- badania zmęczenia mechanicznego w temperaturze T_{min}, ------ badania zmęczenia mechanicznego w temperaturze T_{max}

i gęstością dyslokacji. Rysunek 11.2 ilustruje charakterystyki materiału wyznaczone eksperymentalnie w badaniach realizowanych na dwóch etapach oraz wykresy otrzymane przy zastosowaniu metody przedstawionej w rozdziale 7. Pokazana na rysunku próba weryfikacji eksperymentalnej opisu teoretyczhego wykazuje zależność charakterystyk opisujących odkształcanie w warunkach zmęczenia niskocyklicznego od niestabilności struktury, której cechą w tym przypadku jest gęstość dyslokacji. Jest to jednakże tylko jedna z wielu cech struktury materiału. Niestabilność struktury dyslokacyjnej związana jest bowiem zarówno ze zmianami w sensie ilościowym, jak i w odniesieniu do rozkładów dyslokacji. Zmiany te dają w konsekwencji jakościowo różny od stanu wyjściowego obraz struktury po procesie zmęczenia niskocyklicznego.



- 90 -

Rys. 11.2. Wykresy zmian zakresu naprężenia w funkcji liczby cykli wyznaczone w dwuetapowych wariantach badań. Stal H23N18. Krzywe wyznaczone eksperymentalnie - linie ciągłe. Wykresy teoretyczne - linie przerywane
Fig. 11.2. Diagrams of the changes of the stress range in the function of the cycle numbers determined in the two-stage variant of the investigations.

The H23N18 steel. Curves determined experimentally - solid lines. Theoretical diagrams - broken lines

W badanych stalach obserwowano zjawiska świadczące o generowaniu nowych dyslokacji we wcześniejszych stadiach procesu odkształcania, powstawaniu błędów ułożenia, jak również o tworzeniu się struktur komórkowych, które będąc strukturami stabilnymi, mogą decydować o umocnieniu w warunkach stanu nasycenia. Wynik równoczesnego działania wymienionych procesów zależy między innymi od energii błędu ułożenia oraz temperatury. Niska wartość EBU wynosząca około 20 mJ/m², charakteryzująca zarówno stale Cr-Ni, jak również Cr-Mn [110-112], sprzyja dysocjacji dyslokacji prowadzącej do tworzenia dyslokacji częściowych i pasm błędów ułożenia,które utrudniają poślizg poprzeczny i sprzyjają tworzeniu się spiętrzeń dyslokacyjnych. Pasma błędów ułożenia stanowiąc przeszkody dla przemieszczających się dyslokacji utrudniają wykształcenie się struktury komórek dyslokacyjnych związanej z intensywnym procesem zmęczeniowym metali o sieci zarówno płasko- jak i przestrzennie centrycznej. Struktura ta stanowi często charakterystyczną cechę pasm poślizgu tworzonych podczas zmęczenia metali.

Wpływ małej EBU może być neutralizowany oddziaływaniem wysokiej temperatury. Jednocześnie w podwyższonych temperaturach w stalach Cr-Mn zachodzi wydzielanie węglików, dając efekt przeciwny do związanego ze zwiększeniem EBU. O strukturze stali Cr-Mn w większym stopniu decydować będzie w związku z tym czas warunkujący ilość wydzieleń utrudniających ruch dyslokacji. Struktura stanu nasycenia związana jest z temperaturą oraz amplitudą odkształceń. W wyniku zmęczenia przy poziomie amplitudy odkształceń $\mathcal{E} = 0,006$ i $\mathcal{E}_{\rm C} = 0,01$ w temperaturze 873 K powstawała wyraźnie wykształcona komórkowa struktura dyslokacyjna (rys. 10.19, 10.21, 10.22). Na zamieszczonych fotografiach widoczne są w większości przypadków zamknięte kontury ścianek. W temperaturach niższych (np. 293 K) oprócz uporządkowanych układów dyslokacji tworzących ścianki występują w większym stopniu dyslokacje rozmieszczone chaotycznie wewnątrz komórek oraz obszary pozbawione dyslokacji i przestrzenne skupienia pętli dyslokacyjnych. W próbkach badanych przy zastosowaniu amplitudy odkształceń $\mathcal{E}_{\rm C} = 0,002$ obserwowano wzrost w odniesieniu do stanu wyjściowego gęstości dyslokacji przy znacznie mniejszym (rys. 10.20), w porównaniu z poprzednio udokumentowanym (rys. 10.19, 10.21, 10.22), stopniu uporządkowania struktury dyslokacyjnych przy widocznych jednocześnie efektach procesu ich powstawania.

Wydzielanie węglików na defektach struktury w stalach Cr-Mn w podwyższonych temperaturach przeciwdziała procesowi tworzenia regularnych komórek



Rys. 11.3. Zestawienie wykresów zmęczeniowych określonych w badaniach zmęczenia mechanicznego (T = 293 K)

Fig. 11.3. A specification of the fatigue diagrams determined in the low-cycle fatigue investigations (T = 293 K)

w obu rodzajach badań. Wczesne stadia procesu powstawania struktury komórkowej w warunkach zmęczenia wywołanego polem temperatury ujawniono również w materiale poddanym uprzednio eksploatacji [103].

(rys. 10.26). Obserwuje się w rym przypadku pogorszenie własności zmęczeniowych stali Cr-Mn (rys. 11.3, 11.4). W temperaturze pokojowej stal 5H12G16J2 wykazuje wyższą trwałość w porównaniu ze stalami H23N18 i H18N9S, badanymi przy tych samych amplitudach odkształcenia całkowitego. W temperaturach 873 K liczba cykli do zniszczenia próbek stali Cr-MN jest znacznie mniejsza od liczby cykli określonej dla stali Cr-Ni przy zachowaniu takich samych parametrów badań.

Obserwacje struktury po badaniach zmęczenia cieplno-mechanicznego (rys. 10.29) i badaniach zmęczenia mechanicznego (rys. 10.19) pozwalają zauważyć pewną zbieżność końcowych efektów jej powstawania

- 91 -





Fig. 11.4. A specification of the fatigue
dragrams determined in the low-cycle fatigue investigations (T = 873 K)

Wykresy cyklicznego witształcenia ujawniają różny churakter przebiegu cykliczne o umocnienia w stalact Cr-Mn w p ównaniu ze stalami Cr-Ni. Najmniejsze umocnienie stał 5H12G16J2 badanej w temp catarach 293 K, 673 K i 873 K obserwowano (rys. 10.3) w temperaturze pokojowej. Stale Cr-Ni wykazują natomiast (rys. 10.1) spadek umocnienia wraz ze wzrostem temperatury. Charakterystyki cyklicznego odkształcenia ujawniają oddziaływanie w stali 5H12G16J2 mechanizmów zmian strukturalnych zwiazanych z temperatura, których wpływ na trwałość zmeczeniowa jest niekorzystny (rys. 11.3, 11.4).

Złożoność procesów kształtujących strukturę pól dyslo-

kacji, których efekty przedstawiono na fotografiach (10.19 - 10.30), powoduje, że do chwili obecnej nie udało się opracować ogólnego modelu procesów fizycznych i odpowiadających mu modeli matematycznych, które umożliwiałyby powiązanie cech struktury z ilościowo określonymi własnościami materiału. Związki te można jednakże znaleźć stosując tok postępowania przedstawiony w rozdziale 9, który opiera się na przyporządkowaniu klasom struktur dyslokacyjnych odpowiadających im obszarów w przestrzeni wartości cech. Struktury dyslokacyjne typu komórkowego w przypadku stali chromowo-niklowych odpowiadają na przykład w tej przestrzeni dużym wartościom temperatury i zakresu odkształcenia oraz małej liczbie cykli do zniszczenia. Występowanie tych stuktur podczas eksploatacji należy identyfikować w związku z tym z intensywnym procesem zmęczenia. Dużą trwałość, przy małych wartościach zakresu odkształceń, można wiązać z obszarem struktur typu (1). Zmiany struktury dyslokacji obejmują wówczas niewielkie lokalne strefy pasm poślizgu w nielicznych ziarnach. Na podstawie danych co do obszarów objętych określonymi rodzajami struktury można by tym sposobem dokonać próby oceny warunków niszczenia w problemach z zakresu diagnostyki w warunkach eksploatacji, jak również wyciągnąć wnioski w odniesieniu do cech struktury zapewniającej wymaganą trwałość.

Przebieg wykresów zmęczeniowych (rys. 10.17 i 10.18) wykazuje istotny wpływ zmienności temperatury na trwałość materiału. Wpływ zmian temperatury jest tu zdecydowanie ilościowo różny w porównaniu z jej oddziaływaniem na kształt i wymiary pętli histerezy. Wynika to z charakteru zniszczenia zmęczeniowego, które obejmuje mikroobszary o specyficznych układach dyslokacji. Pętla histerezy zawiera natomiast w sobie obraz zjawisk zachodzących w całej objętości materiału. W mechanizmach zarodkowania szczelin zmęczeniowych w zmęczeniu cieplno-mechanicznym istotną rolę mogą pełnić różnice współczynników rozszerzalności występujących w strukturze węglików i osnowy, jak również lokalne zróżnicowanie rozszerzalności cieplnej wokół układów dyslokacyjnych. Zjawiska te z uwagi na swój lokalny charakter w nieznacznym stopniu decydować będą natomiast o makroskopowym zachowaniu się tworzywa.

- 93 -

Zastosowanie równania typu (8.28) do aproksymacji wyników badań (wykresy na rys. 10.8, 10.10, 10.12, tablica 10.8) wykazało zasadność formułowania kryteriów trwałości na podstawie analizy zjawisk zachodzących w strukturze pól dyslokacji. Niemniej jednak weryfikacja prezentowanego w rozdziałe 8 kryterium wymaga dalszych badań, które należałoby przeprowadzić na czystych metalach. Poznanie elementarnych zjawisk w mikroobszarach tworzywa wymaga realizacji ekperymentów na monokryształach.

Analiza mikromechanizmów zmęczenia niskocyklicznego przedstawiona w rozdziale 8 stanowi fizykalną intepretację niektórych zjawisk zachodzących w strukturze materiału. Na podstawie analizy stabilności układów dyslokacji można wyjaśnić między innymi naturę procesu tworzenia się ścianek dyslokacyjnych, charakterystycznych dla struktur typu komórkowego (rys. 10.19, 10.22, 10.23, 10.24).

Przedstawione w pracy związki pomiędzy zjawiskami zachodzącymi w strukturze polikrystalicznych tworzyw, ich własnościami i trwałością wymagają dalszej weryfikacji eksperymentalnej. W opracowanych modelach należałoby uwzględnić wpływ na własności materiału takiej cechy struktury, jak np. rozkład gęstości dyslokacji ulegający zmianom podczas procesu zmęczeniowego. Należy równocześnie zwrócić uwagę na znaczenie cyklicznych sprężysto-plastycznych odkształceń w procesie kształtowania struktury i własności materiału w aspekcie technologicznym tego procesu. Dalszych badań wymaga również opracowanie modelu symulacyjnego obiektu w celu uściślenia wzajemnych relacji pomiędzy elementami tego modelu.

ationical a manufacture of the state of a second from the state of a second sec

- 92 -

12. WNIOSKI

1. Z uwagi na wzajemne relacje pomiędzy własnościami materiału, polem temperatur, naprężeń i odkształceń oraz cechami geometrycznymi elementów maszyn i urządzeń pracujących w warunkach złożonych oddziaływań mechanicznych i cieplnych, ocena trwałości tych elementów powinna opierać się na systemowym ujęciu procesów niszczenia.

2. Model materiału, który stanowi jeden z elementów systemowego ujęcia obiektu poddanego zmęczeniu niskocyklicznemu, powinien uwzględniać cykliczne umocnienie tworzywa i jego wpływ na przebieg pętli histerezy – $\delta(\mathcal{E})$.

3. Kryteria trwałości niskocyklicznej tworzyw metalicznych znajdują uzasadnienie w zjawiskach zachodzących w strukturze dyslokacyjnej, które można opisać za pomocą ilościowych relacji pomiędzy naprężeniami, odkształceniami i cechami tworzących się układów dyslokacyjnych.

4. Mechanizm lokalizacji odkształceń, decydujący o przebiegu procesu cyklicznego sprężysto-plastycżnego odkształcania, stanowi jeden z istotnych czynników determinujących trwałość w warunkach zmęczenia niskocyklicznego.

5. Wyniki przeprowadzonych badań uzasadniają możliwość zastosowania zależności określających przebieg pętli histerezy w zmęczeniu mechanicznym w podwyższonych temperaturach do opisu przebiegu odkształcania materiału w warunkach zmęczenia cieplno-mechanicznego jednofazowych chromowo-niklowych stali żarowytrzymałych.

6. Zmiany kształtu i wymiarów pętli histerezy – 6(6) w procesie zmęczenia niskocyklicznego stali żarowytrzymałych na bazie niklu i chromu, poddanych działaniu temperatur podwyższonych w zakresie T < 0,5 T_t, zdeterminowane są procesami umacniania, związanymi w głównej mierze ze wzrostem gęstości dyslokacji.

7. Własności zmęczeniowe w podwyższonych temperaturach stali chromowo--manganowych są wynikiem korzystnego oddziaływania niskiej EBU oraz przeciwstawnie oddziałujących procesów wydzieleniowych.

8. Charakter cyklicznego umocnienia stali Cr-Mn jest odmienny w odniesieniu do stali Cr-Ni, co uzasadniają badania charakterystyk cyklicznego odkształcenia oraz obserwacje struktury dyslokacyjnej. Wynika to z istotnego wpływu procesów wydzieleniowych na własności stali Cr-Mn. Procesy te w zakresie temperatur T < 0,5 T w znacznie mniejszym stopniu determinują zachowanie się stali Cr-Ni. 9. Osiągnięcie stanu nasycenia w próbach zmęczenia niskocyklicznego stali Cr-Ni związane jest ze zmianami ilościowymi w odniesieniu do gęstości dyslokacji oraz zmianami jakościowymi ich rozkładów, które przyjmują postać stabilnych komórkowych struktur dyslokacyjnych.

10. Współczynnik k_s = $\frac{\mathcal{E}_{M}}{\mathcal{E}_{T}}$, ujmujący związek pomiędzy wartością odkształcenia mechanicznego \mathcal{E}_{M} i cieplnego \mathcal{E}_{T} , w istotny sposób determinuje trwałość materiału w procesie zmęczenia niskocyklicznego cieplno-mechanicznego.

- LITERATURA
- 1. Kocańda S.: Zmęczeniowe niszczenie metali, WNT, Warszawa 1978.
- Mechanika techniczna. Metody doświadczalne w mechanice ciała stałego. Praca zbiorowa pod red. W. Szczepińskiego, PWN, Warszawa 1984.
- Kocańda S., Szala J.: Podstawy obliczeń zmęczeniowych, PWN, Warszawa 1985.
- Manson S.S.: Tiempleraturnyje napraženija małocykłowaja ustałost', Izd. Maszynostrojenije, Moskwa 1974 (tłumaczenie z jęz. angielskiego).
- Serensen S.W. i inni: Procznost' pri małocykłowom nagrużenii, Izd. Nauka, Moskwa 1975.
- Moskwitin W.W.: Cykliczeskije nagrużenija elementow konstrukcji, Izd. Nauka, Moskwa 1981.
- Kocańda A.: Trwałość zmęczeniowa stali narzędziowych do obróbki plastycznej na zimno przy małej liczbie cykli. Praca doktorska, Pol. Warszawska, Warszawa 1976.
- Žuchowski R.: Zmęczenie cieplne metali i elementów konstrukcji, Prace Nauk. Inst. Mater. i Mech. Techn. Pol. Wr., nr 43, Monografie nr 15, Wrocław 1981.
- Žuchowski R.: Analiza procesu zniszczenia podczas zmęczenia cieplnego metali, Prace Nauk. Ins. Mater. i Mech. Techn. Pol. Wr., nr 46, Monografie nr 18, Wrocław 1986.
- Birger J.A., Szorr B.F. i inni: Termoprocznost' detaliej maszyn, Maszynostrojenije, Moskwa 1975.
- Dulniew R.A., Kotow P.J.: Termiczeskaja ustałost' mietałłow, Maszynostrojenije, Moskwa 1980.
- Lord D.C., Coffin L.F.: High Temperature Material Behavior, ASTM. STP 465, 1969, s. 129-148.
- Gusenkow A.P., Kotow P.J.: Małocykłowaja ustałost' pri nieizotiermiczeskom nagrużenii, Maszynostrojenije, Moskwa 1983.
- 14. Strižoło B.A.: Cykliczeskaja procznost' i połzuczest mietałłow pri małocykłowom nagrużenii w usłowijach niskich i wysokich tiempieratur, Izd. Naukowa Dumka, Kijów 1978.
- Troszczenko W.T.: Cykliczeskije deformacyi i ustałost' mietałłow, Naukowa Dumka, Kijów 1985.
- 16. Pisarienko G.S., Możarowskij N.S., Antipow E.A.: Soprotiwlenije żaroprocznych matieriałow niestacyjonarnym siłowym i tiempieraturnym wozdiejstwijam. Izd. Naukowa Dumka, Kijów 1974.
- 17. Carden A.E.: Thermal Fatique Evaluation, ASTM. STP 465, 1969, s. 163--188.
- 18. Gordon G.: Symulacja systemów, WNT, Warszawa 1974.
- Kruszewski J. i inni: Metoda elementów skończonych w dynamice konstrukcji, Arkady, Warszawa 1984.
- 20. Bina V., Matoušek: Creep Damage Process of Non-Homogenous Materials, II Symp. nt. Zagadnień pełzania materiałów, Białystok 1986, s. 35-43.
- Bodnar A., Chrzanowski M.: Zastosowanie MES do obliczania nieliniowo
 pełzających płyt. II Symp. nt. Zagadnień pełzania materiałów, Białystok 1986, s. 45-53.
- 22. Polish Solid Mechanics Conference, Jachranka, 27-31, August, 1984.

- 23. Wilson R.J.: Introduction to Graph Theory, Oliver and Boyd, Edinburgh 1972.
- 24. Iliuszyn A.A.: Niekatoryje woprosy płasticzeskich deformacyi, "Prikł. Mat. Mech." 1943, t. 7, nr 4, s. 245-272.
- 25. Nadai A.: Plasticity, Mc Graw-Hill, New York 1931.
- Raske D.T., Morrow J.: Mechanics of Materials in Low Cycle Fatigue Testing, ASTM STP 465, Baltimore 1969, s. 1-26.
- Feltner C.E., Mitchell M.R.: Basic Research on the Cyclic Deformation and Fracture Behavior of Materials, ASTM STP 465. Baltimore 1969, s. 27-66.
- Wells C.H.: Elevated Temperature Testing Methods, ASTM STP 465, Baltimore 1969, s. 87-99.
- 29. Slot T., Stentz R.H., Berling J.T.: Controlled-Strein Testing Procedures, ASTM STP 465, Baltimore 1969, s. 100-128.
- Seregin G.W.: Wlijanije tiempieratury na paramietry mikropłasticznosti i cykliczeskuju procznost' spława 1201, Probl. Procznosti 8/85, Kijów 1985.
- Guriew A.W., Karpow A.P.: Rol mikropłasticzeskich deformacyi w formirowanii czastocznoj zawisimosti cykliczeskoj procznosti konstrukcyonnych materiałów, Probl. Procznosti 4/86, Kijów 1986.
- Tuchnij A.D.: Zakonomiernosti czeredyjuszczychsia processow cykliczeskowo płasticzeskowo deformirowanija i połzuczesti, Probl. Procznosti 7/85, Kijów 1985.
- 33. Goss Cz.: Doświadczalna i teoretyczna analiza własności stali o podwyższonej wytrzymałości w zakresie małej liczby cykli obciążenia, Dod. do Biuletynu nr 11 (363) WAT, Warszawa 1982.
- 34. Hales R.: Fatigue Testing Methods et Elevated Temperatures, Applied Science Publisher LTD, London and New York 1983.
- 35. Batte A.D., Creep-Fatigue Life Predictions. Applied Science Publishers LTD, London and New York 1983.
- Troszczenko W.T.: Cykliczeskije deformacyi i ustałost' mietałłow, Izd. Naukowa Dumka, Kijów 1985.
- Troszczenko W.T.: Procznost' mietałłow pri pieremiennych nagruzkach, Izd. Naukowa Dumka, Kijów 1978.
- Moskwitin W.W.: Płasticznost' pri pieremiennych nagrużenijach Izd. Moskwa 1965.
- 39. Szneiderowicz R.M. Probliemy małocykłowoj procznosti pri normalnych i wysokich tiempieraturach. W: Procznost' materiałow i konstrukcyi, Izd. Naukowa Dumka, Kijów 1975.
- Szneiderowicz R.M.: Procznost' pri staticzeskom i powtorno-staticzeskom nagrużenijach, Izd.: Maszynostrojenije, Moskwa 1968.
- Czerniak N.I., Gawriłow D.A.: Soprotiwlenije deformirowaniju mietałłow pri powtornom staticzeskom nagrużenii, Izd. Naukowa Dumka, Kijów 1971.
- 42. Gusenkow A.P.: Swoistwa diagramm cykliczeskowo deformirowanija pri normalnych tiempieraturach. W: Soprotiwlenije deformirowaniju i rozruszeniju pri małom czisie cykłow nagrużenija, Izd. Nauka, Moskwa 1967.
- 43. Feltner S.E., Morrow J.D.: Microplastic Strein Hysteresis Energy as a Criterion for Fatigue Fracture, Trans. ASME J. of Basic Engineering, Vol. 83/61, Ser. D. Nr 1, 1961.
- 44. Szneiderowicz R.M., Gusienkow A.P.: O swoistwach kriwych cykliczeskowo deformirowanija w diapazanie miagkowo i żestkowo nagrużenija, Izd. AN ZSRR OTN, Mechanika i Maszynostrojenije, 1961.
- 45. Kuwabara K., Nitta A.: Thermal i Mechanical Low-Cycle Fatigue under Creep-Fatigue Interaction on Type 304 Steinless Steel, V. 2, ICM 3. Cambridge, August 1979.

- 46. Balandin Y.F., Malyguin A.F., Yankovsky Y.V.: Thermal Fatigue of Structural Materials with Regard to Structural Stresses, Mech. Beh. of Mat. - IV, Proceedings of the Fourth Int. Konf., Stockholm 1983.
- 47. Cailletoud G., Culie J.P., Kaczmarek H.: Thermal Fatigue of a Thermally Unstable Alloy, Mech. Beh. of Met. - IV, Proceedings of the Fourth Int. Conf., Stockholm 1983.
- 48. Kanachi K. i inni: Thermal Fatigue Test by Direct Passage Method of Large Electric Current on Stainless Steels, Mech. Beh. of Met. - IV, Proceedings of the Fourth Int. Conf., Stockholm 1983.
- 49. Troszczenko W.T., Chamaza L.A., Cybeniew G.W.: Mietody uskoriennowo opriedielenija priediełow wynosliwosti mietałłow na osnowie dieformacyonnych i energeticzeskich kriteriew, Izd. Naukowa Dumka, Kijów 1979.
- Gochweld D.A., Sadakow O.C.: Płasticznost' i pałzuczest' elementow konstrukcyj pri powtornych nagrużenijach, Izd. Maszynostrojenije, Moskwa 1984.
- 51. Saks G., Schoji M.: Zeitschrift für Physik, Bd. 45, 1927.
- 52. Shoji M.: Zeitschrift für Physic, Bd. 51, 1928.
- 53. Kelly A.: Strong Solids. Oxford University Press. London 1966.
- 54. Nabarro F.R.: The Theory of Crystal Dislocations, Oxford University Press, Oxford 1967.
- 55. Read W.T.: Dislocations in Crystals, Mc Graw-Hill, London 1953.
- Tichonow A.S.: Elementy fiziko-chimiczeskoj tieorii dieformirujemosti spławow, Izd. Nauka, Moskwa 1972.
- 57. Kalinowski L.: Fizyka metali, PWN, Warszawa 1973.
- 58. Staub F. i inni: Metaloznawstwo, Wyd. Śląsk, Katowice 1979.
- 59. Hull D.: Dyslokacje, PWN, Warszawa 1982.
- 60. Tiller U.A.: Zatwierdiewanije. W; Fiziczeskoje mietałłowiedienije t. II, Izd. Mir, Moskwa 1968.
- 61. Akułow N.S., Morozow J.M.: Izmienienije płotnosti disłokacyi pod diejstwijem znakopieriemiennych nagrużenij. W: Fiziczeskije swojstwa mietałłow i probliemy nierozruszajuszczewo kontrolija, Izd. Nauka i Tiechnika, Mińsk 1978.
- 62. Kuhlmann Wilsdorf D., Laird C.: Dislocation Behavior in Fatigue, Materials Science and Engineering 27/1977.
- 63. Maciejny A.: Kruchość metali, Wyd. Śląsk, Katowice 1973.
- 64. Maciejny A.: Dekohezja metali i stopów w procesie pełzania strukturalne modele zjawiska i próba ich doświadczalnej weryfikacji. I. Symp. nt. Zagadnienia pełzania materiałów. Mat. konf., Białystok 1983, s. 361-370.
- 65. Coffin L.F.: Study of Cyclic-thermal STress in a Ductile Metal, Trans. ASME, 1954, v. 76.
- 66. Martin D.E.: An energy criterion for low-cycle fatigue, Journal of Basic Engineering, Trans. ASME, 1961.
- 67. Romanow A.N.: Eniergieticzeskije kriterii rozruczenija pri małocykłowom nagrużenii. Eniergija rozruszenija pri małom czisle cykłow nagrużenija. Probl. Procznosti nr 1, 1974.
- 68. Romanow A.N.: Powiedienije matieriałow pri cykliczeskom nagrużenii w swiazi z ich statisticzeskimi swojstwami. [W:] Strukturnyje faktory małocykłowowo razruszenija mietałłow, Izd. Nauka, Moskwa 1977.
- 69. Romanow A.N.: Kriterii ustałostnowo rozruszenija z ucziotom roboty ostatocznych mikronapriażenij, Prikładnaja miechanika 1977, t. 13.
- 70. Romanow A.N., Gadienin M.M.: Soprotiwlenije małocykłowomu izotiermiczeskomu dieformirowaniju i rozruszeniju pri dwuchczastotnom nagrużenii. [W:] Materiały Wsiesojuznowo Sympozjum po Małocykłowoj Ustałosti pri Powyszennych tiempieraturach, Czelabińsk 1974.

- 71. Coffin L.F.: Fatigue at High Temperature-Prediction and Interpretation--Proceeding of the Institution, Mech. Engineers 1974.
- 72. Serensen S.W., Machutow N.A., Szneiderowicz R.M.: K osnowam razcziota na procznost' pri małocykłowom nagrużenii, Maszynostrojenije, Moskwa 1972.
- 73. Neuber M.: Theory of Stress Concentration for Shear Streined Prismatical Bodies with Arbitrary anlinear Stress Strein Low, J. Appl. Mech. 1961, vol. 28 No 4.
- 74. Szewczenko Ju., N.: Fiziczeskije urawnienija tiermowiazkopłasticznosti, Izl. Naukowa Dumka, Kijów 1982.
- 75. Lepin G.F.: Połzuczest mietałłow i kriterii żaroprocznosti, Mietałłurgija, Moskwa 1976.
- 76. Malinin N.N.: Razczioty na połzuczest' elemientow maszynostroitielnych konstrukcyi, Maszynostrojenije, Moskwa 1981.
- 77. Deformacyja i swojstwa matieriałow dla awiacyonnoj i kosmiczeskoj tiechniki, Mietałłurgija, Moskwa 1982.
- Jakowluk A., Mieleszko E.: Opis pełzania stali FeMnAl w złożonych stanach naprężenia. Archiwum Nauki o Materiałach, t. 1, z. 4, 1980, s. 191.
- 79. Birger J.A., Szorr B.F., Tiermoprocznost' dietaliej maszyn, Maszynostrojenije, Moskwa 1975.
- Štrižało W.A.: Cykliczeskaja procznost' i połzuczest' mietałłow pri małocykłowom nagrużenii w usłowijach niskich i wysokich tiempieratur, Izd. Naukowa Dumka, Kijów 1978.
- Wack B., Terriez J.M., Guelin P.: Heraditary Type, Discrete Memory, Constitutive Equction with Applications to Simple Geometriez, Acta Mechanica 50, by Springer - Verlag, 1983.
- 82. Goss Cz., Kocańda S.: O osłabieniu stali 45 przy małej liczbie cykli zmian obciążenia, Biuletyn WAT, nr 12 (292), 1976.
- Jaroslav Nemeč: Wytrzymałość i sztywność części stalowych, WNT, Warszawa 1968.
- Kosewicz A.M.: Disłokacyi w tieorii uprugosti, Izd. Naukowa Dumka, Kijów 1978.
- 85. Honeycombe R.W.K.: The Plastic Deformation of Metals, Printed in G.B. by Wiliam Clowes and Sons, London 1971.
- Ballman W.: Crystal Defects and Crystalline Interfeaces, Springer Verlag Berlin, Heidelberg, New York 1970.
- 87. Cottrell A.N.; Własności mechaniczne materii, PWN, Warszawa 1970.
- 88. Nott Dz.F.: Osnowy miechaniki rozruszenija, Mietałłurgija, Moskwa 1978.
- Weertman J., Weertman J.R.: Podstawy teorii dyslokacji, PWN, Warszawa 1969.
- Bernsatajn W.L., Zajmowski W.A.: Struktura i własności mechaniczne metali, WNT, Warszawa 1973.
- 91. Cwajna J., Szala J., Wiśniewski A.: Wpływ struktury na własności tworzyw polikrystalicznych w ujęciu fraktografii i metalografii ilościowej. II Konf. Stereologia w badaniach materiałoznawczych. Kraków 1986, mat. konf.
- 92. Tadeusiewicz R.: Komputerowa analiza obrazów i jej zastosowanie. Elektrotechnika, t. 1, z. 2, 1982.
- 93. Jeziorski L., Sławuta K., Kluza E.: Komputerowa analiza faz węglikowych, VI Konferencja mikroskopii elektronowej ciała stałego, Krynica 1981.
- 94. Cholewa W.: Metoda diagnozowania maszyn z zastosowaniem zbiorów rozmytych, ZN Pol. Śląskiej, Mechanika z. 764, Gliwice 1983.
- Słomski A.: Akustyczna metoda badań konstrukcyjnych elektrycznych pieców łukowych. Praca doktorska, Bibl. Gł. Pol. Śląskiej, Gliwice 1982.

- 96. Czogała E., Pedrycz W.: Elementy i metody teorii zbiorów rozmytych, Pol. Śląska. Skrypt ucz. nr 989, Gliwice 1980.
- 97. Okrajni J.: Badania wpływu cyklicznych zmian pól temperatur i związanych z nimi odkształceń cieplnych na trwałość stali austenitycznych, Praca doktorska, Bibl. Gł. Pol. Sląskiej, Gliwice 1982.
- 98. Mańczak K.: Technika planowania eksperymentu, WNT, Warszawa 1976.
- 99. Lamber T., Okrajni J.: Ocena przydatności wybranych gatunków stali austenistycznych do pracy w warunkach działania cyklicznych zmian pól temperatury na podstawie badań zmęczeniowych w zakresie małej liczby cykli, ZN Pol. Sląskiej, Hutnictwo, z. 24/83, s. 6-16.
- 100. Chladek W., Lamber T., Plaza M.: Untersuchungen zur thermischen Ermildung von Kokillen aus GGL mittels servohydraulischer Prüfmaschinen, Neue Hütte, 1984, nr 10, 387-388.
- 101. Lamber T., Okrajni J., Plaza M.: Metoda pomiaru parametrów cyklicznego odkształcania w zlokalizowanej części pomiarowej próbki poddanej zmęczeniu cieplnemu, Mat. Konf. XII Symp. Doświadczalnych Badań w Mechanice Ciała Stałego, Jadwisin 1986, s. 137-142.
- 102. Lamber T., Okrajni J.: Ocena wpływu zmiennych pól siłowych na strukturę i umocnienie stali 5H17G17. Archiwum Nauki o Materiałach, 21981, nr 2, s. 199-204.
- 103. Charakterystyki zmęczeniowe stali austenitycznych w zmiennych polach siłowych i temperaturowych. Prace IIM, Bibl. IIM. Pol. Sl., Katowice 1984, 1985.
- 104. Lamber T., Okrajni J., Renowicz D.: Ocena trwałości obiektów eksploatowanych w warunkach zmiennych pól siłowych i temperaturowych. Inżynieria Materiałowa 1985, nr 1.
- 105. Okrajni J.: Wpływ parametrów technologii upłynniania węgla na proces zmęczenia cieplnego na przykładzie nagrzewnicy ze stali austenitycznej. Inżynieria Materiałowa 1982, nr 4, s. 342-345.
- 106. Okrajni J., Puchała M., Renowicz D.: Metoda oceny trwałości elementów walcowych poddanych oddziaływaniu cyklicznych zmian temperatury, ZN Pol. Sląskiej, Hutnictwo, z. 26, Gliwice 1985, s. 87-94.
- 107. Okrajni J., Renowicz D.: Badania charakterystyk cyklicznego odkształcania stali H23N18 w warunkach izotermicznego i zmiennotemperaturowego zmęcz ia małocyklowego, II Symp. nt. Zagadnień pełzania materiałów, Białystok 1986, mat. konf., str. 317-322.
- 108. Lamber T., Okrajni J.: Metoda oceny odporności na zmęczenie cieplne na przykładzie stali austenitycznych, I Symp. nt. Zagadnień pełzania materiałów, Białystok 1983, mat. konf., str. 343-347.
- 109. Gadaj P., Handzel-Powieża Z., Ziemba S., Żuchowski R.: Rola warstwy wierzchniej w procesach odkształceń i dekohezji, Prace IPPT PAN, Warszawa 1976.
- 110. Ocena energii błędu ułożenia austenitu w stalach chromowo-manganowych, Prace Instytutu Inżynierii Materiałowej Pol. Śląskiej, Katowice 1987 (niepublikowane).
- 111. Pietrow J.N.: Defiekty i biezdyfuzjonnyje priewraszczenija w stali, Naukowa Dumka, Kijów 1978.
- 112. Hetmańczyk M.: Strukturalne podstawy doboru składu chemicznego i technologii oraz kształtowania własności stali Cr-Mn, ZN Pol. Śląskiej, Hutnictwo 766, Gliwice 1983.

NISKOCYKLICZNA TRWAŁOŚĆ STALI ŻAROWYTRZYMAŁYCH W WARUNKACH ODDZIAŁYWAŃ MECHANICZNYCH I CIEPLNYCH

Streszczenie

Praca zawiera wyniki badań procesów zmęczenia niskocyklicznego stali żarowytrzymałych poddanych oddziaływaniu cyklicznie zmiennych obciążeń i pól temperatur. Dążąc do opracowania metod oceny trwałości w warunkach zmęczenia niskocyklicznego w pracy przedstawiono koncepcję badań opierającą się 👘 na połączeniu metod analitycznych i eksperymentalnych z zakresu mechaniki ciała stałego, teorii dyslokacji i fizyki metali. Badania obejmowały próbę sprecyzowania podstaw systemowego ujęcia obiektu poddanego zmęczeniu niskocyklicznemu oraz analizę mikromechanizmów tego procesu. Opracowano modele wzajemnych relacji pomiędzy naprężeniami, odkształceniami i strukturą pól dyslokacji. Część eksperymentalna zawiera badania zmęczenia mechanicznego w podwyższonych temperaturach oraz badania zmęczenia cieplno-mechanicznego żarowytrzymałych stali austenitycznych. Na podstawie badań doświadczalnych zweryfikowano modele matematyczne charakterystyk zmęczeniowych. Wyznaczono równania opisujące przebieg pętli histerezy oraz zależności matematyczne ujmujące związki pomiędzy odkształceniami i liczbą cykli obciążeń. Wykonano badania struktury dyslokacyjnej kształtowanej w procesie zmęczenia. Opisano relacje pomiędzy strukturą dyslokacyjną i parametrami procesu odkształcania.

МАЛОЦИКЛОВАЯ УСТАЛОСТЬ ЖАРОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ В УСЛОВИЯХ МЕХАНИЧЕСКИХ И ТЕРМИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ

the second se

Резюще

Работа содержит результаты испытаний процессов малоцикловой устадости каропрочных сталей в условиях циклических нагрузок и воздействия температурных полей. Стремясь к разработке методов оценки долговечности в усдовиях малоцикловой усталости в работе представлен способ исследований основан на соединении аналитических и экспериментальных методов из области механики, теории дислокации и физики металлов. Исследования охватывали попытку определения основ системного подхода к объекту, который работает в условиях малоцикловой усталости и анализ микромеханизмов этого процесса.

Разработано модели взаниных отчётов между напряжениями, деформациями и структурой дислокационных полей. Экспериментальная часть содержит испытания механической усталости в повышенных температурах и испытания термической усталости жаропрочных аустенитных сталей. На основании экспериментальных испытаний проверено математические модели усталостных характеристик. Определено уравнения петли гистерезиса и зависимости, охватывающие связи между деформациями и числом циклов нагрузок. Выполнено испытания дислокационной структуры формированной в процессе усталости. Описано отчёты между дислокационной структурой и параметрами усталостного процесса. LOW-CYCLE DURABILITY OF THE CREEP-RESISTING STEELS IN THE CONDITIONS OF MECHANICAL AND THERMAL INFLUENCES

Summary

The work contains the results of the investigations of low-cycle fatigue processes of creep-resisting steels subjected to the influence of the cyclic loads and the temperature fields. In order to work out a method of the durability evaluation in the low-cycle fatigue conditions, in this work a conception of the investigations based on the combination of the analytical and experimental methods of the solid mechanics, the dislocation theory and metal phisics has been presented. Those investigations included an attempt to specify the foundations of the system approach to the object subjected to the low-cycle fatigue and th4 micromechanism analysis of this process. Models of the mutual relations between stresses, strains and the dislokation structure have been elaborated. The experimental part contains the investigations of low-cycle fatigue at elevated temperatures and the investi ations of thermal fatigue of the austenitic creep-resisting steels, On the basis of the investigation results the mathematical models of the fatigue charakteristics have been verified. Investigations of the dislocation structure formed in the fatigue process have been made. The relations between the dislocation structure and the parameters of the strain process have been described.

BIBLIOTEKA GŁÓWNA Połkochańki Śląskiej P. 3353 88 32

WYDAWNICTWA NAUKOWE I DYDAKTYCZNE POLITECHNIKI ŚLĄSKIEJ MOŻNA NABYĆ W NASTĘPUJĄCYCH PLACÓWKACH:

44-100	Gliwice — Kaięgarnia nr 096, ul. Konstytucji 14 b
44 -100	Gliwice — Spółdzielnia Studencka, ul. Wrocławska 4a
40-950	Katowice — Księgarnia nr 015, ul. Żwirki i Wigury 33
40-096	Katowice — Kaięgarnia nr 005, ul. 3 Maja 12
41-900	Bytom — Księgarnia nr 048, Pl. Kościuszki 10
41-500	Chorzów — Ksiegarnia nr 063, ul. Wolności 22
41-300	Dąbrowa Górnicza — Kaięgarnia ar 081, ul. ZBoWiD-u 2
47-400	Racibórz — Księgarnia nr 148, ul. Odrzańska 1
44-200	Rybnik — Księgarnia nr 162, Rynek 1
41-200	Sosnowiec — Księgarnia nr 181, ul. Zwycięstwa 7
41 -800	Zabrze — Księgarnia nr 230, ul. Wolności 288
00-901	Warszawa — Ośrodek Rozpowszechniania Wydawnictw Naukowych PAN — Pałac Kultury i Nauki
Wazyat	kie wydawnictwa naukowe i dydaktyczne zamawiać można poprzez Składnice

Księgarską w Warszawie, ul. Mazowiecka 9.