# UNIVERSITATEA "POLITEHNICA" TIMIȘOARA FACULTATEA DE MECANICĂ

# TEZA DE DOCTORAT

Fenomenul de degradare la solicitări termomecanice Ing. Mateiu Ștefan Horia

Conducător științific: Prof.dr.ing. Safta Ionel Voicu,

Membru corespondent al Academiei

- DYERCHATEA "NOLETEURIUS" TIALES O A R A

en se en la com

ndo ega de casta Sus <sup>d</sup>e feteral

de Științe Tehnice din România

BIBLIOTECA CENTRALA UNIVERSITATEA "POLITEHNICA" TIMISOARA

- 2002 -

# **PREFAŢĂ**

Această lucrare reprezintă teza de doctorat intitulată "Fenomenul de degradare la solicitări termomecanice" elaborată de autor în anul 2.002 și reprezintă cumularea datelor din literatură și a activității proprii a autorului timp de aproape 10 ani în acest domeniu special al oboselii metalelor.

Fenomenul de oboseală termomecanică este foarte complex și se manifestă în foarte multe domenii industriale precum temoenergetica pe bază de cărbune sau combustibil nuclear, chimia și petrochimia, motoarele cu reacție cu gaze, aplicațiile din siderurgie, metalurgie și industria cimentului, etc.

Acest fenomen de degradare a componentelor solicitate termic și mecanic cu aplicare constantă sau variabilă se complică pe măsura dezvoltării unor aplicații tot mai compexe, care au necesitat eforturi susținute din partea tuturor cercetătorilor pentru a obține tot mai multe cunoștințe pornind de la studiul și analiza comportării materialelor și continuând cu obținerea caracteristicilor de material, elaborarea conceptelor de calcul și proiectare, dezvoltarea de noi materiale până la determinarea duratei restante de viață a componentelor, pe baza unor noi concepte de asigurare a siguranței în funcționare.

Autorul dorește să mulțumească din inimă conducătorului tezei de doctorat, Prof.dr.ing. Safta Voicu Ionel, membru corespondent al Academiei de Științe Tehnice din România pentru modul în care m-a condus de la admiterea la doctorat până la finalizarea acestei teze și nu în ultimul rând pentru exemplul de om de știință și de probitate profesională și morală, pe care prin dânsul, l-am avut mereu în față.

De asemenea autorul dorește să mulțumească Directorului General ISIM, Prof.dr.ing. Dehelean Dorin, pentru condițiile asigurate la locul de muncă, la ISIM Timișoara, Secția de Încercări de Materiale, Directorului Științific ISIM, dr. Nicolae Farbaș care m-a ajutat pe plan științific, actualului Șef de Secție, dr.ing. Romulus Pascu și tuturor directorilor și șefilor pe care i-am avut la ISIM Timișoara de-a lungul anilor.

De asemenea, nu în ultimul rând, doresc să mulțumesc tuturor colegilor de la ISIM Timișoara pentru sfaturile și îndrumările pe care mi le-au acordat de-a lungul anilor. Un loc aparte îl au fiz. Moisă Tovică, colegul meu de birou de 25 de ani, cu care mam sfătuit în foarte multe probleme profesionale, precum și ing. Șoflete Liviu, care ma ajutat la realizarea tuturor părților electronice ale instalațiilor de încercare pe care leam realizat la ISIM Timișoara.

# C U P R I N S

	1
1. Fenomenul de degradare prin oboseală termomecanică	9
1.1. Clasificarea fenomenelor, caracteristice solicitărilor termo-mecanice	
la temperaturi ridicate	9
1.2. Cedările de fluaj și de rupere sub tensiune	13
1.2.1. Ruperea de fluaj intercristalină	14
1.2.2. Ruperea prin fluaj cavitațional (formarea cavităților de fluaj)	15
1.2. 3. Fluajul	15
1.2.4. Ruperea (spargerea) sub tensiune	17
1.3. Concentrarea tensiunii	19
1.4. Oboseala la temperaturi ridicate	20
1.5. Formarea fisurilor de oboseală	22
1.6. Mecanismele nucleerii fisurii la oboseală	27
1.7. Factori ce influentează nucleerea fisurii	30
1.8. Propagarea fisurii la oboseală	
1.8.1. Propagarea fisurii de oboseală la temperatură înaltă	
1.8.2. Propagarea fisurii la oboseală oligociclică	
1.8.3. Propagarea fisurii în conditiile actiunii comune fluai-oboseală	44
1.9. Aspecte microstructurale ale fluaiului si oboselii la temperaturi ridicate	63
1 10 Modele de propagare a fisurilor bazate pe cumularea degradărilor la	
limitele grăunților	79
1 11 Oboseala termică	99
1 12 Cercetări experimentale proprii ale autorului la oboseală termică fluai	, , ,
si oboseală-fluai	.117
<ul> <li>și oboseală-fluaj</li></ul>	117
<ul> <li>și oboseală-fluaj</li></ul>	117
<ul> <li>și oboseală-fluaj</li></ul>	117 131
<ul> <li>și oboseală-fluaj</li></ul>	117 131 131 .132
<ul> <li>2. Concepte de evaluare prin calcul a instalațiilor solicitate în condiții termomecanice</li></ul>	117 131 131 132 136
<ul> <li>2. Concepte de evaluare prin calcul a instalațiilor solicitate în condiții termomecanice</li></ul>	117 131 131 132 136 137
<ul> <li>3. Concepte de evaluare prin calcul a instalațiilor solicitate în condiții termomecanice</li></ul>	117 131 132 136 137 139
<ul> <li>2. Concepte de evaluare prin calcul a instalațiilor solicitate în condiții termomecanice</li></ul>	117 131 132 136 137 139
<ol> <li>2. Concepte de evaluare prin calcul a instalațiilor solicitate în condiții termomecanice</li></ol>	117 131 132 136 137 139 140 144
<ol> <li>2. Concepte de evaluare prin calcul a instalațiilor solicitate în condiții termomecanice</li></ol>	117 131 132 136 137 139 140 144 144
<ol> <li>2. Concepte de evaluare prin calcul a instalațiilor solicitate în condiții termomecanice</li></ol>	117 131 131 132 136 137 139 140 144 145 151
<ol> <li>2. Concepte de evaluare prin calcul a instalațiilor solicitate în condiții termomecanice</li></ol>	117 131 132 136 137 139 140 144 145 151
<ol> <li>2. Cercetari experimentate proprir ale autorularita obosedia terminea, nuaj și oboseală-fluaj</li></ol>	117 131 131 132 136 137 139 140 144 145 151
<ul> <li>si oboseală-fluaj</li></ul>	117 131 132 136 137 139 140 144 145 151 168
<ul> <li>si oboseală-fluaj</li></ul>	117 131 131 132 136 137 139 140 144 145 151 168 168
<ul> <li>și oboseală-fluaj</li></ul>	117 131 131 132 136 137 139 140 144 145 151 168 168 174
<ul> <li>și oboseală-fluaj</li></ul>	117 131 131 132 136 137 139 139 140 144 145 151 168 168 174
<ul> <li>si oboseală-fluaj</li></ul>	117 131 131 132 136 137 139 140 144 145 151 168 168 174 176
<ul> <li>si oboseală-fluaj</li></ul>	117 131 131 132 136 137 139 140 144 145 151 168 168 174 176
<ol> <li>cerectari experimentale proprir ale autorataria ocoscella terminea, intagi și oboseală-fluaj</li></ol>	117 131 131 132 136 137 139 140 144 145 151 168 168 174 176 183

4.1.1. Model de comportare termomecanică a materialelor la oboseală termică	183
4.1.2. Scheme, sisteme de comandă și instalații de încercare la oboseală termică.	
4.1.3. Instalația de încercare la oboseală termică realizată la ISIM Timișoara	188
4.2. Instalația de încercare la oboseală oligociclică neizotermă realizată la ISIM Timisoara	
4.3. Instalații de încercare la propagarea fisurii la fluaj și la oboseală 4.3.1. Instalația de încercare la propagarea fisurii la fluaj realizată la	203
ISIM Timişoara	203
4.3.2. Instalația de încercare la propagarea fisurii la oboseală oligociclică realizată la ISIM Timișoara.	207
Contribuții personale și concluzii	208
Bibliografie	211

# Fenomenul de degradare la solicitări termomecanice

# Introducere.

Creșterea continuă a parametrilor tehnologici (nivelul solicitării mecanice și termice, regimul de lungă durată, aplicarea variabilă a solicitărilor, etc) în serviciul diferitor instalații solicitate în exploatare în condiții de solicitări mecanice și termice ridicate este impusă de cerințele tehnice (creșterea capacității unitare, randament maxim posibil, manevrabilitate, mententanță, etc) și de cerințele economice (reducerea consumului de metal și a costurilor instalațiilor, în general).

O particularitate specifică a majorității aplicațiilor industriale moderne constă în fluxurile termice și de presiune ridicate, precum și în caracterul ciclic al solicitărilor termice și mecanice, care acționează asupra acestora. În multe aplicații există o alternanță a etapelor de solicitare de la regim staționar (solicitări termice și mecanice cu valori aproximativ constante) cu etape de funcționare în regim tranzitoriu (variații ciclice ale solicitărilor:pornire-oprire, avarie), ceea ce complică regimul de degradare, de cumulare a degradărilor și a calculului rezervei de viață a acestor instalații.

Principalele aplicații în care solicitările mecanice și termice acționează prin alternanța etapelor cu solicitări în regim staționar cu cele în regim ciclic sunt următoarele:

• cazanele de abur (tamburii, țevile ecran și conductele de abur) din termocentrale sau generatoarele de abur (țevile de legătură, zona activă a corpului reactorului) din centralele nuclearo-elctrice;

• turbinele de abur (rotorul și paletele active) din termocentrale sau din centralele nuclearo-elctrice;

• turbomotoarele pentru avioanele cu reacție (discurile și paltele active, rotorul și duzele);

• instalațiile petrochimce (elementele active ale reactoarelor chimice, conducte, etc);

• artileria (țevi de tun, proiectile, etc);

• rachetele;

• diverse instalații tehnologice (cilindrii de laminare, tamburi pentru morile de ciment, etc).

Rolul principal în epuizarea rezervei de viață a diferitor componente din instalațiile solicitate termomecanic îl are aplicarea de lungă durată a solicitărilor și alternarea regimului staționar cu cel de variație ciclică. Acestor regimuri variabile de solicitare termomecanică le sunt caracteristice gradienții înaltți de temperatură, nivelul coborât al frecvenței cilcurilor de solicitare și durata mare a regimurilor nestaționare.

O particularitate a funcționării componentelor din instalațiile termoenergetice (tamburul cazanului de abur, colectoarele, supapele de închidere, pereții țevilor generatorului de abur, carcasa turbinei, arborele turbinei șuruburile turbinei, țevile și flanșele de turbină) [1,2] o constituie nestaționaritatea aplicării solicitărilor termice și mecanice, ceea ce conferă un caracter

ciclic procesului de degradare și de deformare elastoplastică a materialelor, care provine uzual din condiții de serviciu neizoterme.

În **fig. 1.** se prezintă graficul pentru un tambur de cazan de abur de înaltă presiune pentru circuitul turbinei cu abur [3], la care este caracteristică alternanța regimului tranzitoriu cu cel staționar; datorită specificului exploatării sale oricum durata de regim stabil (degradarea la fluaj) este mult mai mare decât aceea ciclică (degradarea la oboseală oligociclică). O dată cu trecerea la regimuri de serviciu cu parametrii de abur supercritic se produce o creștere importantă a solicitărilor termice și mecanice a componentelor din cazaul de abur.



Fig. 1.: Dependența temperaturii peretelui t, a presiunii aburului p și a tensiunii exterioare  $\sigma$  în zona deschiderii de intrarea a apei (curba 1) și a suprafeței exterioare (curba 2) a cazanului de abur de înaltă presiune în funcție de durata t [ore] a încercării de presiune (reg. I = încălzire; reg. II = staționar; reg. III = oprirea cazanului la ruperea tevilor ecran) [3].

Caracterul ciclic al regimului termic de exploatare a componentelor, prezența etapelor de regim tranzitorii cu cele staționare provoacă apariția unor tensiuni termice cilcice ridicate datorită blocării totale sau parțiale a dilatării, respectiv a contracției termice. Datorită prezenței gradienților termici la componentele cu secțiuni transversale mari (arborii, caracasele și paletele de turbină cu abur) se produce *blocarea internă* a deformațiilor termice care induc solicitări de oboseală oligociclică elasto-plastică (în domeniul limitei de curgere a materialului și peste). În alte situații componentele solicitate în regim tranzitoriu (variație ciclică a temperaturii) sunt *blocate extern* (total sau parțial) ceea ce provoacă de asemenea o degradare de oboseală oligociclică (termică).

Este evident că pe lângă degradarea de fluaj, cararateristică regimului de funcționare în regim stabil (presiune și temperatură constantă) atunci când acționează variații ciclice ale temperaturii sau presiunii se suprapune o degradare datorită oboselii oligociclice, în acest caz existând o *cumulare fluaj-oboseală* a degradării materialului. Aceasta conduce la epuizarea capacității portante a componentei în cauză.

În concluzie factorii care determină degradarea componentelor menționate, supuse la solicitări de presiune și temperaturi ridicate constau în:

• nestaționaritatea termică și mecanică a regimului lor de funcționare (manifestată prin alternanța regimului tranzitoriu cu cel stabil, deci acțiunile de oprire-pornire, situațiile de avarie, etc);

- nivelul înalt al temperaturii;
- prezența gradienților termici ridicați;
- frecvența joasă de solicitare și numărul mic de cicluri (caracterul oligociclic);
- durata mare de funcționare în regim stabil.

Acțiunea nestaționară (ciclică) a fluxului termic în componentele instalațiilor termoenergetice provoacă în acestea niveluri înalte de temperatură și tensiuni și deformații mecanice înalte. Acest lucru este amplificat în cazul instalațiilor care utilizează abur supecritic, putând crește nivelul temperaturii la intrarea în turbină la cca 700°C, ceea ce conduce la necesitatea utilizării de aliaje temorezistente [3]. Prin realizarea măsurătorilor tensometrice pe corpul carcasei turbinei cu abur sau pe suprafața interioară a tamburului cazanului cu abur (conf. **fig. 1**.) se realizează tensiuni de 250MPa la temperaturi de 350°-400°C, care în comparație cu limita de curgere la temperatura respectivă de cca 260-280°C se consideră a fi periculoase [3].

Condițiile cele mai severe de solicitare apar totuși în zonele de concentrare a tensiunii [4]. Astfel din măsurătorile tensometrice la încercarea de presiune s-a găsit [3] că în zona cu concentrare a tensiunii de la intrarea tamburului tensiunile tangențiale ating cca 500MPa și sunt de aproximativ două ori mai mari decât limita de curgere a oțelului la 400°C. Oricum conform [4] tensiunile termice sporesc de la  $0,25 \cdot \Delta T$  în starea uniaxială de tensiune la  $0,63 \cdot \Delta T$  în starea triaxială de tensiune, caracteristică zonelor de concentrare a tensiunii ( $\Delta T$ =variația temperaturii în ciclul termic).

Acest caracter ciclic al acțiunii termice și mecanice produce, mai ales în zonele de concentrare a tensiunii, deformații elasto-plastice ciclice, care conduc la ruperea prin oboseală oligociclică. Trebuie menționat că nivelul înalt al tensiunilor termice depinde de numeroși factori:

• parametrii regimului termic (vitezele de încălzire și de răcire, nivelul temperaturii în ciclul respectiv);

• caracteristicile fizice și mecanice ale materialelor și variația acestora în funcție de variația temperaturii în ciclul termic;

• tipul stării de tensiune (monoaxial, biaxial, triaxial, stare plană de tensiune, stare plană de deformație);

• geometria și parametrii constructivi ai componentei respective.

Astfel, pentru compensatorul termic din **fig. 2.a.** se realizează starea liniară de tensiune prezentă la suprafața exterioară a secțiunii, la fel și în muchiile de atac și de fugă ale paletei turbinelor cu gaz din **fig. 2.b**., dar în cazul zonei de încrestare a porțiunii de strângere a paletei de turbină pe rotor poate să apară și starea plană de tensiune sau cea triaxială. Astfel la paleta de turbină din

fig. 2.b. la 800°C în punctul A se dezvoltă o variație a deformației  $\Delta \varepsilon = 0,7\%$ , la 600°C în punctul *B* aceasta este  $\Delta \epsilon = 0,23\%$ , iar la 500°C în punctul *C* este  $\Delta \epsilon = 0,3\%$ . O stare biaxială de tensiune poate să apară în corpul carcasei turbinei cu abur (fig. 2.c.) în zona de racordare a ștuțului conductei pentru aducțiunea aburului și o combinație de tensiune normală cu tensiune tangențială pentru o conductă de abur îndoită (fig. 2.d.).



F.\_. 2.: St.... d. t.n.un în punct l p riculoase ale Fig. 3.: componentelor supuse solicitărilor termice nestaționare: a) compensator termic; b) paletă de turbină cu gaz; c) carcasa periculoase ale componentelor la acțiunea turbinei de abur; d) conductă îndoită [3].

Schema ciclurilor de solicitare termomecanică materialelor în zonele а nestaționară termică și mecanică [3].

În fig. 3. se prezintă combinațiile termice și mecanice posibile. Astfel atunci când în ciclul termic la temperatura maximă se dezvoltă compresiune iar la temperatura minimă întindere (fig. 3.a.) se produce oboseala termică. Același lucru se întâmplă la ciclurile cu mentinere la temperatura maximă sau minimă (fig. 3.b.), atunci când pe lângă tensiunile (deformatiile) ciclice apare o deformație constantă cu relaxarea tensiunii la fluaj, deci o acțiune combinată oboseală-fluaj.

Atunci când la temperatura t constantă se produce variația tensiunii (deformației) avem de-a face cu oboseala oligociclică izotermă (fig. 3.c.1.), oboseala izotermă combinată cu fluajul la tensiuni de compresiune (fig. 3.c.2.) și oboseala izotermă combinată cu fluajul la tensiuni de tracțiune (fig. 3.c.3.). Se observă că în cazul unui ciclu trapez este inclusă pe lângă partea nestaționară (de încălzire-răcire) și o porțiune staționară (menținere la temperatura maximă), specifică relaxării tensiunii la fluaj.

În ultimul timp presiunea aburului din cazane cu presiune supercritică a sporit în funcție de tipul oțelului până la 335 bar și temperaturi de până la 620°C (temperatura aburului viu de 580°C și presiunea de ieșire din supraîncălzitor de 275 bar) [5]. În tab. 1. se prezintă materialele cele mai larg folosite pentru paramterii de abur sporiți [6,]. Partea cea mai sensibilă a agregatului o constituie țevile schimătorului de căldură ale cazanului, care necesită caracteristici mecanice superioare la temperatură ridicată.

În **fig. 4.** se prezintă aspectul unei spargeri într-o țeavă de cazan [7]. În general se utilizează oțeluri cu puțin carbon uzuale la temperaturi de până la 450°C și oțeluri inoxidabile până la 550°-650°C. Pe lângă caracteristicile de rezistență la fluaj și oboseală termică aceste oțeluri trebuie să aibe caracteristici bune de sudare, precum și o bună rezistență la coroziune datorită produselor de ardere [8].

<b>Rub</b> , <b>I</b> . Haterfalere cere mar leig referre pentra parametri de abar sporti, [0].								
Temperatura aburului viu: 580°C;								
rresiunea la leștre din supraincaizitor: 275 dar;								
Presiunea de proiectare: 302 bar;								
Temperatura apei de alimentare: 300°C								
Componenta	Presiunea de	Notă	Temperatura	Dimensiuni	Marca de otel			
	proiectare		de proiectare	[mm]	· · ·			
Pereții membrană	335 bar	-	495°	\$42,4x6,3	13CrMo4.4			
Colector la ieşire	302 bar	n = 4	597°C	φ195x45 ID	X3CrNiMoN			
Tevile de	302 bar	coroz. la	620°	ф38x8	X8CrNiNb16.13			
supraîncălzitor		temp. înaltă						
Separator	328 bar	n = 4	464°C	φ535x59 ID	X20CrMoV 12.1.			

Tah	1.	Materialele	cele mai	lerg	folosite	nentru	naramterii	de abu	r snoriti	[6]
I av.	1	Waterialeie	COR mar	ICIE	TOTOSTIC	pondu	parametri	uc abu	i sponu	101.



Fig. 4: Aspectul tevii de cazan cu fisură [7].

Turbinele de abur au in general pute dicate și duit deosebit de voluminoase și complexe, având un mare număr de component de fivite și cale mai mari probleme apar la palete, rotor, corpul carcasei și șuruburde de fixare.

Solicitarea paletelor de tarbină constit din acțiunea forțelor centrifuge provenite din rotire, forțele statice de încoverare, datorate presiunii aburati și vibrațiile datorate regimului de lucru. Pentru paletele din treapta de înaltă presiune, care suportă temperatura cea mai înaltă, trebuie asigurată o înaltă rezistență la fluaj danamie, la oboseală policiclică izotermă și la oboseală termică.

Rotorul turbinei este o piesă în portant, care necesită caracteristici înalte de rezistență la fluaj, pentru care în genral se folosesc oțelu aliate tip CrMoV. Pentru treptele cu presiune scăzută rotorul trebuie să prezinte o tenacitate ridicată, pentru care se folosesc oțeluri tip NiCrMoV. Existența gradienților termici suficient de ridicați influențează solicitarea componentei în regimul de pornire-oprire a turbinei, deoarece la pornire în partea din centru apar tensiuni de întindere iar la exterior tensiuni de compresiune; la oprire semnul tensiunilor se inversează.

Corpul turbinelor cu abur are o formă complexă cu canale speciale, necesitând materiale cu bune caracteristici de turnare și sudare. Datorită presiunii interne a aburului la temperatură înaltă, carcasa turbinei trebuie să prezinte caracteristici ridicate la deformații termice în salturi și de oboseală termică în regimurile tranzitorii. Bolțurile de strângere utilizate la fixarea carcasei, a flanșelor de ventile sau a tubulaturii se pot relaxa la fluaj, de aceea trebuie să prezinte caracteristici structurale foarte bune la relaxarea tensiunii la fluaj. O degradare suplimentară a bolțurilor de turbină reprezintă fragilizarea la solicitarea de durată la temperatură înaltă.

Turbinele cu gaz nu au dimensiuni prea mari, au masă redusă și puteri relativ mari. Marele avantaj constă în pornirea rapidă în regimul stabil de lucru și în prezent pe lângă utilizarea la propulsia avioanelor cu reacție, ele se folosesc și ca agregate energetice, cu reale avantaje tehnico-economice. Oricum temperatura unor componente atinge și depășește 1.000°C, motiv pentru care la fabricație se utilizează materialele refractare pe bază de nichel în special pentru palete. Paletele turbinelor cu gaz sunt supuse acțiunii forțelor centrifuge, necesitând rezistență tehnică de durată și rezistență la oboseală termică ridicate. Este posibilă fragilizarea acestora prin formarea  $fazei-\sigma$  și apariția fenomemelor de coroziune la temperatură ridicată.

Probleme de rezistență la temperaturi ridicate apar și în liniile de rafinare a țițeiului din petrochimie, pentru care sunt destinate diferite oțeluri refractare. În instalațiile din petrochimie pentru țevile schimbătoarelor de căldură se utilizează oțeluri pentru cazane de abur. În coloanele de reacție a țițeiului se pot atinge temperaturi de peste 800°C. uneori chiar 1.000 °C, necesitând caracteristici ridicate la fluaj. Sunt anumite situații în care aceste componente se fragilizează datorită hidrogenului și acest lucru este o problemă serioasă, care trebuie evitată prin utilizarea oțelurilor aliate cu conținut foarte scăzut de incluziuni nemetalice.

Materialele utilizate la centralele atomo-electrice nu se deosebesc semnificativ de cele folosite la termocentrale. Temperatura aburului în centralele nuclearo-electrice este scăzută iar rezistența tehnică de durată nu constituie o problemă [7.8]. Totuși apar probleme la deformația la fluaj pentru grosimea peretelui reactorului de 200mm, care este supus fragilizării neutronice. Suplimentar pot acționa solicitări de oboseală oligocuclică izotermă și deformațiile termice în salturi.

În acest context, teza de doctorat își propune să aducă o contribuție la dezvoltarea instalațiilor de încercare la solicitare termomecanică. care sunt unicat la noi în țară și cu ajutorul lor să efectueze încercări si cercetări specifice pe oțelurile termorezistente care lucrează în componentele solicitate în exploatare în condiții de presiuni și temperaturi ridicate. Demersul

componentele solicitate în exploatare în condiții de presiuni și temperaturi ridicate. Demersul autorului are acoperire în activitatea de cercetare în domeniul încercărilor de materiale în special a celor de oboseală timp de aproape 25 de ani, din care ultimii 12 ani în domeniul solicitărilor termomecanice.

Subiectul tezei constitue o prioritate la nivel național și vârful de lance al cercetărilor la nivel mondial în domeniul încercărilor de materiale cu specific de oboseală. Rezultatele obținute în domeniul dezvoltării instalațiilor de încercare comandate de la computer, a aparaturii și dispozitivelor anexe reprezită alinierea la nivelul mondial a dotării specifice din România; determinarea carateristicilor mecanice de material care este unică în țară și abordarea metodelor metalografice nedistructive (parametru A) constituie o prioritate la nivel național a autorului.

Tematica tezei de doctorat se poate înscrie în preocupările susținute la nivel mondial într-un domeniu de cel mai înalt nivel, iar consultarea revistelor de specialitate și a monografiilor specifice în domeniul solicitărilor termomecanice a permis relevarea tendinței cercetărilor la nivel mondial, decelarea domeniilor de aplicare, ceea ce a permis ca cercetarea românească să se înscrie pe acest *trand*, aducând contribuții la îmbogățirea și dezvoltarea la un înalt nivel științific a cunoștințelor actuale.

Teza de doctorat este structurată în 4 capitole, cuprinzând 190 pagini, 161 figuri, 28 tabele și 239 referințe bibliografice.

La cap. 1 se prezintă cunoștințele acumulate la nivel mondial privind fenomenul de degradare prin solicitare termomecanică, se clasifică toate fenomenele și sunt relevate caracteristicile mecanice de material care reprezintă fiecare tip de încercare specifică. Sunt analizate pe lângă cerectările specifice în domeniul fluajului, aspectele relevante în domeniul oboselii la temperaturi ridicate. Se insistă asupra factorilor care favorizează nucleerea și propagarea fisurii la fluaj, respectiv la oboseală. O mare importanță o au aspectele microstructurale ale degradărilor la fluaj, oboseală oligociclică, și la acțiunea comună fluaj-oboseală. Se amalizează metoda separării deformației dezvoltată de către Manson și Halford la Luis Center NASA pentru evidențierea fiecărei componente din semiciclurile de solicitare la oboseală termomecanică și care permite formularea modelelor de degradare la interacțiunea fluaj-oboseală termică, care este un caz particular al oboselii oligociclice neizoterme (solicitarea în opoziție de fază a variației solicitării în funcție de variația temperaturi). Sunt relevate contribuțiile autorului prin cercetarea a 6 tipuri de oțeluri termorezistente la oboseală termică în cicluri fără menținere și cu evidențierea efectului menținerii la temperatura maximă de încercare. Sunt abordate cerectările

efectuate de autor privind oboseala combinată cu fluajul, procedura statistică de prelucrare statistică a rezultatelor, cu un exemplu specific.

La cap. 2 se prezintă date privind stadiul mondial și cercetările proprii ale autorului în domeniul conceptelor de evaluare prin calcul a instalațiilor solicitate în condiții termomecanice. Se prezintă conceptul durabilității garantate dezvoltat în majoritatea codurilor de calcul din țările dezvoltate ale lumii [8,71,89] cu un exemplu de evaluare a degradării fluaj-oboseală pe baza rezultatelor experimenatle proprii ale autorului la fluaj, respectiv oboseală termică. Tot aici este analizat conceptul degradărilor controlabile dezoltat teoretic, experimental, și pentru evaluare prin calcul a duratei de viață a componentelor care conțin defecte de tip fisură. Acest ia în considerare propagarea fisurii la fluaj și la oboseală, iar cerectările experimentale ale autorului privind propagare a fisurii la fluaj obținute pe instalația realizată de autor și prezentate în teză constitue o premieră națională.

La cap. 3 se prezintă stadiul actual al cercetărilor la nivel mondial și ale autorului în domeniul stabilirii stării de degradare și a rezervei de viață a componentelor solicitate la fluaj prin metoda metalografică, nedistructivă a parametrului A dezvoltat în cadrul proiectului european SPRINT. De asemenea sunt studiate conceptele de aplicare a acestei proceduri și a procedurii WGB-TW507 de către MPA Stuttgart și TUV Suddeutschland. Sunt prezentate rezultatele cercetărilor autorului pe două oțeluri termorezistente cu curbele de estimare a duratei restante de viață.

La cap. 4 se prezintă stadiul actual și realizările autorului în domeniul instalațiilor, dispozitivelor, aparaturii și echipamentelor de încercare la solicitări termomecanice. Se prezintă instalațiile de încercare la oboseală termică, de încercare la oboseală oligociclică neizotermă, de încercare la propagarea fisurii la fluaj și de încercare la propagarea fisurii la oboseală izotermă, toate comandate de la calculatorul personal prin intermediul interfețelor corespunzătoare. Instalațiile au ciclurile de încercare comandate de la computer iar senzorii de temperatură, forță, deformație și turație a motorului de acționare transmit semnalele de reacție ale sistemelor în buclă închisă. Se menționează soluția cu totul originală a autorului de utilizare a lămpilor cu halogen pentru realizarea ciclului de încălzire a instalațiilor susmenționate.

### 1. Fenomene de degradare prin solicitare termomecanică.

# 1.1. Clasificarea fenomenelor, caracteristice solicitărilor termomecanice la temperaturi ridicate.

Bazat pe mecanismele proceselor de deformare elementară, procesele de degradare la temperaturi ridicate se pot împărți în procese controlate de difuzie (condiționate de mișcarea atomilor și a vacanțelor) și în procese ce nu sunt controlate de difuzie (condiționate de mișcarea dislocațiilor prin activare termică) [7]. În **fig. 1.1.** se clasifică fenomenele de degradare la temperatură ridicată în funcție de tensiunile mecanice și termice care acționează asupra materialelor. În această clasificare apar trei categorii de tensiuni:

• tensiuni medii  $\tau_{med}$ , care sunt constante (invariabile) în timp;

• tensiuni ciclice  $\tau_a$ , (amplitudinea tensiunii) care sunt variabile în timp;

• tensiuni termice  $\tau_i$ , care sunt variabile în timp.

În fig. 1.1. se prezintă principalele fenomene de degradare la temperaturi ridicate [7].

a) Ruperea la tracțiune statică (fig. 1.1.a.). La încercarea de tracțiune se determină rezistența la rupere  $R_m$ , limita de curgere  $R_{p0,2}$ , corelația tensiune-deformație  $\sigma$ - $\varepsilon$ , alungirea la rupere,  $A_5$  și gâtuirea la rupere, Z. În general caracteristicile mecanice la tracțiune diferă de cele de fluaj, deoarece tensiunea de încercare și viteza de deformare sunt mai înalte. Încercarea se efectuează conform procedurii din lucrarea [9].

b) Fluajul și rezistența de durată (fig. 1.1.b.). În sens îngus acest tip de degradare se referă doar la deformații neelastice iar tensiunea și temperatura de încercare sunt constante pe toată durata încercării. În timpul solicitării la un anumit nivel de tensiune  $\sigma$ , deformația  $\varepsilon$  crește continuu în timp, până se produce ruperea. Caracteristicile importante la încercarea de fluaj sunt viteza de fluaj (variația deformației  $\varepsilon$  în timp) și rezistența tehnică de durată (dependența tensiunii la o tempratură constantă de durata până la rupere). Încercarea se efectuează conform procedurii din lucrarea [10].

c) Relaxarea (fig. 1.1.c.). Relaxarea este un proces de degradare la fluaj la care pe lângă temperatura de încercare se menține constantă în timp și deformația  $\varepsilon$  în timp ce valoarea tensiunii de încercare scade în timp. Caracteristica de material la încercarea de relaxare este dependența tensiunii  $\sigma$  de durata de solicitare *t* în coordonate dublu logaritmice. Încercarea se efectuează conform procedurii din lucrarea [10].

d) Fluajul la tensiuni ciclice (fig. 1.1.d.). Ciclul de tensiune are formă dreptunghiulară, având durata ciclului lungă și o valoare a amplitudinii tensiunii  $\sigma_a$  și o tensiune medie  $\sigma_m$ . Astfel tensiunea maximă este  $\sigma_{max} = \sigma_m + \sigma_a$  iar fluajul ciclic reduce rezistența la fluaj. Caracteristica de material este variația deformației  $\varepsilon$  în funcție de durata de încercare t.

e) Fluajul dinamic (fig. 1.1.e.). Se aseamănă cu cazul precedent (d) cu deosebirea că frecvența de solicitare este înaltă; valoarea tensiunii  $\sigma_a$  este semnificativ mai mică decât aceea a lui  $\sigma_m$ . Deci rezistența la fluaj dinamic depinde doar de timp și este independentă de frecvența de solicitare. Acest caz se apropie de situația fluajului static (fig. 1.1.b) la nivele înalte de tensiune.



Fig. 1.1.: Clasificarea fenomenelor ce caracterizează rezistența la temperaturi ridicate în funcție de cele 3 categorii de tensiune ( $\tau_m$ ,  $\tau_a$  și  $\tau_i$ ) [7].

f) Oboseala oligociclică la temperatură înaltă (fig. 1.1.f.). Acest caz apare la nivele înalte ale tensiunii  $\sigma$  și deformației  $\varepsilon$  la numere de cilcuri până la cedare  $N_f < 10^4$  iar frecvența cilcurilor de solicitare este joasă. Variantele de încercare includ cicluri de deformație controlată de formă

triunghiulară sau dreptunghiulară. În primul caz este o solicitare de oboseală pură iar în al doilea caz o solicitare combinată de oboseală-fluaj la temperatură constantă (regim izoterm). Caracteristica de încercare (de material) este ecuația Manson-Coffin (dependența *anvergurii deformației totale*  $\Delta \varepsilon_t$  de *numărul de cicluri până la cedare*  $N_f$  în coordonate dublu logaritmice). Încercarea se efectuează conform procedurii din lucrarea [11].

g) Oboseala policiclică la temperatură înaltă (fig. 1.1.g.). Spre deosebire de oboseala oligociclică izotermă, acest caz se produce la numere de cicluri până la cedare  $N_f > 10^4$ , frecvența ciclurilor de solicitare este înaltă,  $\sigma_a > \sigma_m$  și controlul încercării se face în tensiune. În consecință caracteristica de material este dependența amplitudinii tensiunii  $\sigma_a$  de numărul de cicluri de solicitare  $N_f$ .

h) Oboseala termică (fig. 1.1.h.). Această degradare apare datorită tensiunilor termice ce actionează în materialul componentei în urma blocării interne sau externe a dilatării sau contracției libere a acesteia. Blocarea internă se realizează la aplicarea bruscă a unui gradient termic pe secțiunea pieselor cu dimensiuni mari iar blocarea externă se realizează din exterior prin fixarea mecanică a capetelor piesei. Mărimea tensiunilor și deformației ciclice depinde de variația ciclului de temperatură, rigiditatea sistemului și de gradul de blocare a deformațiilor. În cazul apariției deformațiilor plastice oboseala termică are caracter oligociclic (oboseală oligociclică neizotermă) iar în cazul deformațiilor elastice are caracter policiclic. Un caz particular îl constituie socul termic, care se produce la nivele înalte ale deformației și la materiale cu caracter fragil în intervalul a 1 până la 10 cilcuri de solicitare. Între 10 și 100 de cilcuri oboseala are caracter cvasistatic (asemănându-se cu ruperea statică), între 100 și 10.000 de cilcuri are caracter *oligociclic* iar peste 10.000 de ciluri are caracter *policiclic*. În cazul oboselii termice (oligociclică neizotermă) frecvența de solicitare este de cca. 0,02Hz, iar ciclurile de deformație sunt în în opoziție de fază cu ciclurile de temperatură. Caracteristica de încercare (de material) este ecuația Manson-Coffin. Încercarea se efectuează conform procedurii din lucrarea [11].

i) Deformația termică în salturi (fig. 1.1.i.). Această degradare apare datorită deformațiilor termice ciclice, care se acumulează unilateral. Deobicei acționează tensiunea termică  $\sigma_t$  (care variază ciclic) și tensiunea mecanică medie  $\sigma_m$  (care este constantă). Uzual dacă acționează doar tensiuni termice și deformațiile neelastice variază ciclic alternant, atunci tensiunea de întindere sau de compresiune se relaxează și solicitarea este alternant simetrică și nu apar salturi termice. Caracteristica de material (variația deformației  $\varepsilon$  în funcție de durata de încercare t) are un aspect în salturi crescătoare. j) Fluajul la variația ciclică a temperaturii (fig. 1.1.j.). La aceast tip de degradare tensiunea mecanică  $\sigma$  este constantă iar temperatura de încercare variază ciclic în timp. În acest caz nu apar tensiuni termice dar carateristica de material (variația deformației  $\Delta \varepsilon$  în funcție de durata de încercare t) are un aspect în salturi crescătoare cu terase la temperatura minină din ciclu.

Toate fenomenele prezentate în **fig. 1.1**. se referă la degradarea care consideră atât faza de inițiere cît și pe cea de propagare a fisurii, iar caracteristicile lor de material sunt utilizate în cadrul conceptului *durabilității garantate*, conform căruia o componentă are o durată de serviciu fixă, determinată din calcule de rezistență în faza de proiectare. Pentru componentele structurilor sudate cu secțiune portantă mare s-a dezvoltat conceptul *degradărilor controlabile*, conform căruia acestea conțin defecte de tip fisură iar degradarea și calculul de rezistență consideră că fisura este deja nucleată și se monitorizează doar propagarea fisurii în condiții de siguranță prin oprirea funcționării acestora la atingerea unei *dimensiuni critice* a fisurii. Există trei fenomene care consideră doar faza de propagare a fisurii și anume:

• Propagarea fisurii la oboseală izotermă. Cazul este similar celui precedent (k) cu diferența că tensiunea mecanică variază ciclic între o valoare maximă  $\sigma_{max}$  și una minimă  $\sigma_{min} > 0$ . Se obține o caracteristică de material sigmoidală (ec. Paris, **fig. 1.2.**, [13]) cu constantele "C" și "m" specifice fiecărui tip de material. Încercarea se efectuează conform procedurii standard [14].



Fig. 1.2.: Diagrama vitezei de creștere a fisurii la oboseală:  $\log da/dN = f (\log \Delta K)$  [13]

H.M.TezaDoct.2002

• Propagarea fisurii în condiții de fluaj. Se consideră că în componentă există un defect deja în stadiul de execuție, fie se inițiază în exploatare un defect de tip fisură, care la solicitările de lungă durată expune o creștere a lungimii defectului până la cedarea bruscă din final. Încercarea se realizează pe epruvete de mecanica ruperii, prefisurate la oboseală, care se solicită la o temperatură și sarcină constantă. Caracteristica de material este dependența vitezei de creștere a lungimii fisurii da/dt în funcție de parametrul  $C_t$ , determinându-se constantele A și q. Încercarea se efectuează conform procedurii standard din lucrarea [12].

• *Propagarea fisurii la oboseală-fluaj*. Cazul este similar ultimelor două, constituind o combinație a acestora. Nu există o altă procedură standard de încercare specifică, decât aceea prevăzută în [14] pentru propagarea fisurii la oboseală. De fapt încercarea este una de propagare a fisurii la oboseală, cu mențiunea că este intercalată o menținere la sarcină constantă, perioadă în care solitarea este de fluaj.

# 1.2. Cedările de fluaj și de rupere sub tensiune.

Fluajul este modificarea în dimensiune a unui metal sau aliaj sub o tensiune aplicată la o temperatură depășind cca.  $0,5T_M$  ( $T_M$  este punctul de topire măsurat în scara absolută). Astfel, plumbul, staniul și aluminiul superpur se pot deforma la fluaj la temperatura camerei sau la puțin peste aceasta, în timp ce sunt necesare temperaturi aproape de 1.000°C pentru fluajul materialelor refractare cu rețea CVC, precum wolframul și molibdenul și superaliajele pe bază de nichel, folosite la turbinele cu gaze. Evident că deformația de fluaj poate produce modificări suficient de mari ale dimensiunii componentei aflate în serviciul continuu până când se produce ruperea.

În alte situații, deformația de fluaj poate conduce la rupere; acest tip de cedare este numit "*rupere sub tensiune*". Cedările de fluaj și de rupere sub tensiune sunt ușor de identificat; adesea ele pot fi recunoscute prin ductilitatea locală și multiplicarea fisurilor intercristal îne și prin examinarea optică a microsecțiunilor, deoarece există în general o multiplicare a golurilor de fluaj lângă ruperea principală (v. **fig. 1.3**.).



Fig. 1.3.: Aspectul unei palete de turbină de abur, ruptă la fluaj [15].

Uzual există două tipuri generale de cedări de fluaj și de rupere sub tensiune. Primul tip consideră că alunecările limitelor de grăunți generează o concentrare de tensiune la un punct triplu, care nu poate fi eliberată de către deformația plastică dintr-un grăunte adiacent. Ac easta produce o fisură la limita grăunților în *formă de pană* și procesul de rupere este numit "*rupere intercristalină*". Al doilea tip implică inițierea golurilor la limitele de grăunți, în special a acelor limite de grăunți orientate transversal la o tensiune de întindere și creșterea golurilor se produce prin *migrarea și precipitarea vacanțelor*. Acest proces este numit "*fluaj cavitațional*".

# 1.2.1. Ruperea de fluaj intercristalină.

La ruperile de fluaj *intercristaline* se observă fisuri în formă de *pană* (fig. 1.4.) sau *circulare* (fig. 1.5.) [7]. Fisurile în formă de *pană* (fisuri de *tip-w*) se formează uzual la limita de îmbinare a 3 grăunți (fig. 1.6.) și se propagă în direcția limitelor de grăunți, perpendicular la axa tensiunii. Dacă aceste fisuri cresc până la lungimea unei limite de grăunte, atunci ele arată similar celor din fig. 1.3.

Fisurile circulare (de *tip-r*) denumite *goluri (pori)* se formează continuu la limitele grăunților (**fig. 1.7.**); în timp numărul și dimensiunile lor sporesc iar porii se unesc. În general fisurile de *tip-w* se formează la temperaturi joase și nivel de tensiune înalt iar fisurile de *tip-r* se formează la temperaturi ridicate și nivel scăut de tensiune. Mecanismul prin care cresc goulrile de *tip-r* până ating dimensiuni mari se pot obesrva la microscopul optic și se poate descrie prin modelul coalescenței vacanțelor (**fig. 1.8.**). Migrarea vacanțelor la limitele grăunților provoacă fluajul prin difuzie de tip Nabaro-Hering sau de tip Kobel [7,8]. Pentru paletele turbinelor cu gaze, ce lucrează în exploatare la peste 1.000°C s-au dezvoltat aliaje pe bază de Ni, pentru care în stare turnată se obține o rezistență tehnică de durată înaltă, datorită prezenței fazei- $\gamma$ ' (**fig. 1.9.**). Se observă că o dată cu creșterea procentului de fază- $\gamma$ ' crește și rezistența la fluaj. Fazele- $\gamma$ ' se numesc *faze de separare* cu rețea regulată de tip Ni<sub>3</sub>(Al, Ti, Nb,Ta) și conferă aliajelor o rezistență și tenacitate deosebită.



Fig. 1.4.: Microstructura inițială a oțelului 18Cr8Ni (a) și fisurile intercristaline (b) la fluaj la  $\sigma$ =180 MPa și 650°C. [7] [7] Fig. 1.5.: Aspectul țevilor de cazan de abur după 57.000 ore (a) și porii formați la fluaj (b) în oțelul cu 1%Cr și 0,5%Mo. [7]





Fig. 1.6.: Modelul fisurilor tip-w (pană) la intersecția a 3 grăunți. [7]



σ<sup>815</sup>..000 [MPa] → 400 330 Unit 200 Waszaich 160 2 γ'[%] 50 59 70

Mahlin; b) modelul Hifkins; 1 – gol; 2 – linia de alunecare. [7]

Fig. 1.8.: Modelul coalescentei vacantelor, ce determină creștrea porilor; 1 - vacanțe din corpul grăuntelui; 2 - vacanțe cu limita de răunte; 3 - alunecarea la limita grăunților [7]



Fig. 1.9.: Corelația între cantitatea de fază y' în aliajele pe bază de Ni și rezistența tehnică de durată la 815°C și 1.000 ore; 1 – turnat; 2 – deformat[7]

30

کر ب

27

10

0



Fig. 1.10.: Cavități de fluaj pe suprafața de rupere a fierului de înaltă puritate. Fractografie TEM la 5.000x. [15]

Fig. 1.11.: Suprafața de rupere a epruvetei din oțel inox încercată la fluaj la 750°C. Se observă striațiile și terasare la fluaj. Fractografie TEM la 20.000x. [15]

# **1.2.2.** Ruperea prin fluaj cavitațional (formarea cavităților de fluaj).

Cedarea datorită fluajului cavitațional produce goluri care sunt detectabile prin fractografie, care arată faptul că cavitățile produse de goluri uzual nu sunt sferice, ci au forme cristalografice complexe (fig. 1.10.) și că pot fi observate modele de striații și modele terasate (fig. 1.11.).

### 1.2. 3. Fluajul (ruperea sub tensiune).

Fluajul se produce la solicitarea mecanică cu sarcină constantă la temperatură constantă. Fluajul se caracterizează printr-o deformație dependentă de timp, care se produce sub tensiune. În finalul solicitării de fluaj se produce ruperea sub tensiune (spargerea de fluaj). Condițiile de temperatură, tensiune și timp sub care se produc cedările de fluaj și de rupere sub tensiune depind de metal și de mediul din serviciu (într-un domeniu larg de temperatură).

În general fluajul se produce în orice metal la o temperatură ușor peste temperatura de recristalizare a acelui metal, la care atomii devin suficient de mobili pentru a permite rearanjarea dependentă de timp a structurii. S-a sugerat că pentru un metal dat "*temperatura ridicată*" fluajul începe la aproximativ jumătate din temperatura de topire absolută a acelui metal, dar aceasta este o suprasimplificare. În consecință "*temperatura ridicată*" trebuie determinată individual pentru fiecare metal sau aliaj pe baza comportării la temperatură ridicată. Astfel comportarea la temperatură ridicată începe aprox. la 205°C pentru aliaje de aluminiu, 315°C pentru aliaje de titan, 370°C pentru oțeluri slab aliate, 540°C pentru aliaje de temperatură înaltă pe bază de fier, austenitice și 980°-1.540°C pentru metale și aliaje refractare.

În **fig. 1.12.** sunt prezentate câteva curbe tipice de fluaj, care constau din 3 stadii distincte, arătate schematic în **fig. 1.13**. După apariția deformației elastice inițiale, ce provine la aplicarea solicitării există o regiune de creștere a deformației plastice cu o scădere a vitezei de deformare (stadiul primar sau *fluajul primar*). Apoi urmează o regiune cu viteză de deformație plastică numită *stabilă* (stadiul secundar sau *fluajul secundar*). În final există o regiune de viteză de deformare de formare cu creștere bruscă ce conduce la rupere (stadiul terțiar sau *fluajul terțiar*).



Fig. 1.12.: Curbele de fluaj ale unui oțel aliat cu Mo-V la 600°C la 4 nivele de tensiune. [16] Fig. 1.13.: Curba schematizată de fluaj indicând cele 3 stadii de degradare. [16]

Regiunea *fluajului inițial* sub sarcină uzual se ignoră ca și contribuție la deformația totală atunci când se trasează grafic curbele de fluaj. În consecință curbele de fluaj în general arată doar deformația plastică dependentă de timp, care urmează deformației elastice inițiale (și probabil plastică).

Fluajul primar "*fluajul de tranziție*" reprezintă un stadiu de ajustare în interiorul metalului, timp în care deformația plastică este activată termic rapid, apare câteva momente după deformația inițială și scade în viteză, în timp ce imperfecțiunile cristalografice din interiorul metalului se realiniază, conducând la fluajul secundar.

Fluajul secundar este o stare de echilibru între mecanismele de durificare prin prelucrare și de regenerare; el este cunoscut și ca "*fluaj stabilizat*". Caracteristica acestui stadiu s-a presupus a fi

viteza de fluaj constantă "viteză de fluaj minimă=VFM" și este larg folosită în studiile de cercetare și inginerești. Din **fig. 1.14**., care arată variația vitezei de deformare cu timpul într-un test de fluaj cu sarcină constantă efectuat până la rupere se vede că viteza de deformare începe la o valoare înaltă dar apoi scade rapid până atinge un minim, care este urmat promt de o creștere continuă a vitezei de deformare, până când metalul se rupe. Astfel, fluajul secundar în esență este o tranziție între fluajul primar și cel terțiar și reprezintă partea majoră a duartei de încercare la fluaj.



**Fig. 1.14.:** Dependența vitezei de deformare la încercarea de fluaj cu sarcină constantă. *VFM* este atinsă în stadiul secundar [15]. **Fig. 1.15.:** Curbe de fluaj care nu prezintă fluaj primar sau fluaj terțiar [15].

Fluajul terțiar se referă la regiunea care este urmată de rupere, ce poate proveni din modificări metalurgice (precum recristalizarea sub sarcină), care provoacă creșterea rapidă a deformării însoțită de durificarea prin solicitare. În serviciu sau la încercarea de fluaj, fluajul terțiar se poate accelera prin reducerea ariei secțiunii transversale, care rezultă din fisurarea sau gâtuirea localizată. În anumite condiții unele metale nu pot expune toate cele 3 stadii ale extensiei plastice. La tensiuni sau temperaturi înalte absența fluajului primar nu este neobișnuită, începând direct cu fluajul secundar ce se continuă cu fluajul terțiar. Pentru aliajele turnate nu se poate observa fluaj terțiar și ruperea se produce doar cu o extensie minimă. Cele două fenomene indică curbele de fluaj din **fig. 1.15**.

#### **1.2.4.** Ruperea (spargerea) sub tensiune.

O componentă solicitată la fluaj se va rupe (sparge) cu condiția ca deformația ce se produce în timpul fluajului să nu înlăture tensiunea. Deși datele *durată* în funcție de *extensie* folosite la trasarea grafică a unei curbe de fluaj pot fi măsurate în timpul unui test de rupere sub tensiune, adesea se înregistrează doar tensiunea, temperatura, timpul până la rupere și alungirea totală (tensiune-ductilitate la rupere). În funcție de aliaj din punct de vedere macroscopic ruperea sub tensiune poate fi avea apect fragil sau ductil. Ruperea fragilă este intercristalină și tepic este însoțită de alungire și gâtuire distinctă. Fisurarea din interiorul unei tevi de cazan spartă la temperatură înaltă este arată în **fig. 1.16.** (spargere cu buze groase). Fractografiile câtorva ruperi sub tensiune expun atât căi de rupere transcristaline cât și intercristaline. În asemenea cazuri, uzual s-a

H.M.TezaDoct.2002

2 Carl

constat că ruperile transcristaline s-au inițiat de la fisuri intercristaline anterioare, care au redus aria secțiunii transversale și au sporit tensiunea.



Fig. 1.16.: Teavă de supraîncălzitor din oțel inox tip 321 spartă cu buze groase; a) spargere tip *gură de peşte*; b) macrografie la 4.5x indicată de săgeata din a): c) micrografie la 100x ce indică natura intercristalină a fisurării. [16]



Fig. 1.17.: Micrografie la 300x, adiacent suprafeței de Fig. 1.18.: Dependența tensiunii rupere în funcție rupere sub tensiune la fluajul oțelului inox. la 618°C [16]. de durata până la rupere a aliajului S-590 [16].

Golurile, cavitățile de fluaj se pot forma de-a lungul limitelor de grăunte, în special acelea ce au densități înalte de particule de fază secundară precipitate, fără a intersecta în mod necesar limitele. Acest proces este numit "*fluaj cavitațional*". Prezența golurilor la limita grăunților în microstructură pe oricare parte a unei ruperi la temperatură ridicată este dovada că ea este o rupere sub tensiune. (v. **fig. 1.17**.).

Curbele de fluaj descriu comportarea materialului sub un set de stări. Graficele logaritmice (*log-log*) ale tensiunii de rupere sub tensiune " $\sigma$ " în funcție de durata de viață la rupere "RL=rupture life" dau o indicație a instabilităților metalurgice. Aceste instabilității sunt descrise de producerea unor segmente de dreaptă noi, de pante modificate pe graficul dublu logaritmic, precum arată punctele de inflexiune A, B, N, O și Y în **fig. 1.18**. Ruperea sub tensiune este un proces cu viteză variabilă; dreptele pe graficele "*log*  $\sigma$  - *logRL*" sunt aproximații simple ale unei linii ce variază continuu.

Cele două măsuri uzuale ale ductilității sunt *alungirea* și *gâtuirea*. În curba de fluaj la tracțiune standard, arătată în **fig. 1.13**. în realitate există două măsuri ale alungirii care sunt de interes. Prima este "*alungirea reală*", care este definită ca alungirea la sfârșitul stadiului de fluaj secundar. A doua este "*alungirea totală*", care este alungirea la rupere (și care poate fi măsurată ca deformație totală la sfârșitul fluajului a citirii înregistrate înaintea ruperii). În unele cazuri, alungirea la rupere este în principal extensia cauzată de separarea fisurii. În altele, ea reprezintă extensia gâtuirii sau extensia ce rezultă din alte procese ale fluajului terțiar.

În unele metale și aliaje valorile alungirii totale urmează o curbă lină, care fie crește, fie descrește cu creșterea duratei la rupere și cu temperatura. Date de alungire totală și de gâtuire tipice pentru un oțel slab aliat la 538°C și un oțel inox la 704°C sunt prezentate în **tab. 1.1**., dar ele nu reflectă modificările microsructurale ce se produc în aceste aliaje la temperaturile de testare. În ciuda diferitelor dificultăți în interpretarea datelor de ductilitate este o practică comună să se traseze grafic alungirea totală în funcție de durata la rupere.

**Tab. 1.1.:** Ductilitatea tipică la temperatură ridicată a oțelului 1.25Cr-0.5Mo și a oțelului inox tip 316. [17]

Oțel	1.25Cr-0.5Mo la 538°C	)	Oțel inox tip 316 la 704°C			
Timpul până la	Alungirea totală în	Gâtuirea	Timpul până la	Alungirea totală în	Gâtuirea	
rupere [ore]	baza 38,1 mm [%]	[%]	rupere [ore]	baza 38,1 mm [%]	[%]	
8,7	19,6	41	3,1	26,6	26	
47,0	12,1	29	3,7	24,4	27	
259,4	14,0	20	37,5	17,8	28	
660,6	10,5	13	522,6	56,2	41	
2162,0	17,6	32	881,6	39,4	33	

# 1.3. Concentrarea tensiunii.

La proiectarea componentelor pentru serviciu la temperaturi ridicate trebuie să se considere atât rezistența cât și ductilitatea la rupere sub tensiune. Uzual aceste caracteristici sunt determinate cantitativ prin teste de rupere sub tensiune pe bare lise. Dar în majoritatea aplicațiilor în serviciu componentele sunt supuse la tensiuni complexe, ce includ concentrări de tensiune, provocate de la defectele inerente din metal, precum și de deficiențele de proiectare, astfel încât testele pe epruvetele lise nu se justifică în aceste cazuri. Din fericire aceste stări pot fi parțial reproduse în laborator folosind testul pe epruvete încrestate.

În componentele care conțin crestături, comportarea la rupere sub tensiune este determinată de forma crestăturii și de ductilitatea disponibilă pentru îndepărtarea concentrării tensiunii la rădăcina crestăturii. Pentru materialele folosite uzual în componentele la temperaturi înalte un raport al resistenței la rupere sub tensiune al epruvetei crestate la al celei al epruvetei lise sub 1:1 este o indicație a marjei de ductilitate.

#### 1.4. Oboseala la temperaturi ridicate.

Oboseala materialelor metalice denumește fenomenul ce caracterizează *inițierea și creșterea fisurilor sub acțiunea deformațiilor ciclice*, care în final conduce la ruperea prematură a componentei analizate.

În **fig. 1.19.** se prezintă microstructurile și imagini prin difracție cu raze-X în bandă îngustă, în apropierea zonelor de degradare a epruvetelor din oțelul S15C încercate la oboseală oligociclică izotermă la tracțiune-compresiune cu controlul deformației totale. La 450°C și la 500°C se observă destul de clar formarea subgrăunților; Roentgenogramele la aceste temperaturi în contrast cu cele de la temperaturile inferioare cu inele complete constau din pete neomogene.

În fig. 1.20. se prezintă graficele dependenței indicelui n și a coeficintului k de întărire prin deformație pentru oțelurile inox tip 304 și 316 solicitate la tracțiune uniaxială și la oboseală izotermă în funcție de diametrul subgrăuntelui d, determinat cu TEM (microscopul electronic cu transmisie). Evident că dependența tensiune-deformație de tipul  $\sigma = k \cdot \varepsilon^n$  în funcție de diametrul subgrăunților este identică.

Corelațiile obținute experimental [18] au forma:

$$\sigma_{t} = 60 d^{-4/3} \cdot (\varepsilon_{t})^{0.0002/d} \qquad \text{la tracțiune} \qquad (1.1)$$
$$\Delta \sigma_{s}/2 = 310 \cdot d^{-4/3} (\Delta \varepsilon_{p}/2)^{0.002/d} \qquad \text{la oboseală} \qquad (1.2)$$

unde:  $\sigma_t$  și  $\varepsilon_t$  sunt tensiunea și deformația reală;  $\Delta \sigma_s/2 =$  amplitudinea tensiunii la oboseală oligociclică cu deformația impusă constantă;  $\Delta \varepsilon_p/2 =$  amplitudinea deformației plastice în cilul de oboseală.





Fig. 1.19.: Microstructurile și Roentgenogramele de bandă îngustă a epruvetelor din oțel cu 0.16%C (S15C, japonez), rupte la oboseală oligociclică neizotermă cu deformație constantă la diferite temperaturi [17].

Fig. 1.20.: Corelația între indicele n (a) și coeficientul k (b) și diametrul subgrăuntelui la tracțiune uniaxială și la deformație ciclică la temperatură îanltă [18]: 1 – oțel inox tip 304; 2 – oțel inox tip 316; 3 – oboseală; 4- tracțiune.

Astfel deformația ciclică (oboseala la temperatură înaltă) este caracteristica principală a formării substructurilor, la fel ca și la fluaj. O altă caracteristică a deformării la oboseală la temperatură înaltă este deformarea la limita grăunților, astefel încât pentru metalele pure policristaline se observă migrarea limitelor de grăunte în domeniul temperaturilor înalte de  $(0,5-0,8) \cdot T_m$  ( $T_m$  = temperatura de topire). Snowden [19] consideră că acest fenomen determină *recristalizarea* iar înregistrările cu cameră video au confirmat că migrarea limitelor de grăunte se produce datorită alunecării la limitele grăunților iar cumularea deformațiilor constituie forța motrice a procesului de migrare a limitelor de grăunte.

Totuși în oțelurile și aliajele refractare reale nu s-a observat o migrare similară celor din materialele policristaline pure, cu toate că în **fig. 1.21.** se prezintă microstructura care relevă alunecarea limitelor de grăunte a oțelului inox tip 304 încercat la oboseală oligociclică izotermă la tracțiune-compresiune în vid la 700°C (liniile drepte paralele marcate de zgârâieturi) [17]. Microstructura din **fig. 1.21.a**. corespunde deformației la tracțiune cu viteză josă de solicitare (la compresiune viteza este de 19 ori mai rapidă într-un ciclu de solicitare lent-rapid). La tracțiunea lentă se produce alunecarea limitelor de grăunte, care este provocată de cumularea deformației direcționate. Microstructura din **fig. 1.21.b**. corespunde inversării ciclării (*rapid-lent*), observându-se alunecarea la limitele de grăunte.



**Fig. 1.21.:** Alunecarea limitelor de grăunte și ruperea la limitele de grăunte a oțelului 18Cr-8Ni la oboseală oligociclică [17]: a) – tracțiune cu viteză joasă-compresiune cu viteză înaltă (N=50 iar  $N_f=103$ ); b) – tracțiune cu viteză înaltă-compresiune cu viteză joasă (N=80 iar  $N_f=330$ ).





**Fig. 1.22.:** Strucura monocristalelor din aliajul Mar-M200 la oboseală oligociclică la temperatura camerei [20]: a) – plane de alunecare ale structurii de dislocații; b) – plane de alunecare la suprafața epruvetei.



Fig. 1.23.: Structura de dislocații a microcristalelor aliajului Mar-M200 la oboseală oligociclică la 844°C și o viteză de deformare de 3%/min\_a\_și de 300%/min (b) [20].



Fig. 1.24.: Plane de alunecare în microcristalele aliajului Mar-M200 la oboseală la 760°C în aer (a) și în vid (b) [20]

În toate cazurile care sunt datorate alunecării limitelor de grăunte apar fisurile de *tip pană*, similare celor de fluaj. Trebuie remarcat că spre deosebire de fluaj difuzia nu este procesul deminant de degradare. Cu ajutorul TEM (microscopul electronic cu transmisie) s-au observat benzile de alunecare și structura dislocațiilor pe un aliaj maraging (Mar-M200) solicitat la oboseală oligociclică la temperatura camerei (fig. 1.22.) și la 844°C (fig. 1.23.). La o viteză de deformare joasă (fig. 1.23.a.) se observă distribuția uniformă a dislocațiilor, spre deosebire de harta de dispunere a dislocațiilor din fig. 1.22. La viteza de deformare ciclică de 300%/min chiar și la temperaturi ridicate (fig. 1.23.b.) se observă o structură cu dislocații liniare. La oboseală policiclică cu deformație ciclică cu viteză înaltă la temperatură înaltă se văd clar benzile de alunecare (fig. 1.24). Se poate considera că independent de timp chiar la oboseala la temperatură înaltă deformația plastică produce alunecarea dislocațiilor.

# 1.5. Formarea fisurilor de oboseală.

# 1.5.1. Tensiunea în apropierea suprafeței.

Procesul de degradare la oboseală este foarte sensibil față de starea suprafeței (rugozitatea și tratamentul suprafeței) [22]. înctucât fisurile de oboseală nuclează întotdeauna de la suprafața metalelor solicitate ciclic. Nucleerea fiind proces controlat de către deformația plastică ciclică este de așteptat ca fisurile să nucleeze în locurile unde deformația plastică ciclică este peste medie, deci acolo unde apar concentrări de tensiune. Întrucât concentrarea deformației plastice este legată de concentrarea tensiunilor ar trebui găsită explicația de ce există la suprafața liberă a piesei concentrarea tensiunii. Răspunsul constă în forma complexă a pieselor care va determina o stare de tensiune complexă în acestea. Concentrarea tensiunii apare uzual fie

datorită încrestărilor, fie datorită solicitărilor de îndoire sau torsiune, care provoacă gradienți de tensiune ce au tensiunile maxime la suprafață.

Pe lângă aceste *surse macroscopice* de concentrare a tensiunii pe suprafață există și *concentratori microscopici* de tensiune. Nivelul tensiunii la suprafață este sensibil față de topografia sa, întrucât aceasta nu are niciodată rugozitate ideală. Un alt tip de concentrator microscopic de tensiune se datorează ieșirii dislocațiilor din metal în timpul deformării plastice prin formarea intruziunilor și a extruziunilor la suprafață.

Particulele de fază secundară, precum incluziunile nemetalice și precipitările, care au carateristici elastice diferite de cele ale matricei sunt de asemenea concentratori de tensiune. În fig. 1.25. [23] se compară coeficientul de concentrare a tensiunii  $K_t$  și coeficientul intensității tensiunii  $K_I$  pentru forme idealizate ale particulelor la suprafață și în interior. Pentru particula sferică s-a găsit la suprafață un coeficient  $K_t$  mai mare cu cca. 7% la suprafață decât în interior. Pentru fisura ascuțită de tip *penny* (bănuț) la suprafață este un coeficient  $K_I$  cu 25,3% mai mare decât în interior, iar pentru o fisură ascuțită un coeficient  $K_I$  cu 12%. Rezultă că *incluziunile de la suprafață produc o concentrare a tensiunii mai înaltă decât în interior, suprafața fiind locul critic de solicitare*, fapt care explică de ce fisurile nuclează de la suprafață.



Fig. 1.25.: Comparația coeficienților de concentrare a tensiunii  $K_i$  și a celui de întensitate a tensiunii  $K_l$  pentru neomeogenități de același tip la suprafață și în interior [23].

# 1.5.2. Locurile de inițiere a fisurilor.

Observarea directă a suprafeței a arătat că există trei tipuri de locuri de nucleere [24]:

• *benzile de aluencare la oboseală*: probabil cel mai frecvent tip de nucleere; natura sa constă în concentrarea alunecării în interiorul grăunților;

• limitele de grăunte: nucleerea la aceastea este tipică în special la temperaturi mai înalte;

• incluziunile de suprafață: tipic pentru aliajele ce conțin particule suficient de mari.

Partea comună pentru toate cele trei tipuri de nucleere constă în concentrarea locală a deformației plastice la sau lângă suprafață. Întreg procesul de nucleere are loc după ce se atinge saturația caracteristicilor mecanice de volum. Intensificarea benzilor de alunecare la oboseală pe suprafață și formarea microfisurilor arată că procesul de acțiune a dislocațiilor în stratul de suprafață nu este reverisbil.

### 1.5.3. Structurile de dislocații din apropierea suprafeței.

Observațiile experimentale ale structurilor de dislocații în apropierea suprafeței pentru materialele monofazice și a celor similare sunt suficiente pentru crearea unei imagini clare, neexistând diferențe în straturile de suprafață și din interior. În schimb pentru policristale există diferențe clare.

Deși cercetările inițiale pe materialele policristaline au arătat fie că *benzile de alunecare persistente* se formează doar în stratul de lângă suprafață, fie atât la suprafață cât și la înterior, investigațiile sistematice au arătat că există o diferență cantitativă: producerea *benzilor de alunecare persistente (persistent slip bands, PSB)* în grăunții interiori este mult mai puțin frecventă decât în grăunții de suprafață [25]. Motivul ar putea fi că deformația plastică ciclică a grăunților de suprafață este mai puțin constrânsă decât în grăunții interiori.



Fig. 1.26.: Formarea structurilor de dislocații ca o funcție de amplitudine (exprimată prin numărul de cicluri până la rupere  $N_i$ ) și energia defectelor de împachetare  $\gamma$ [23].



Fig. 1.27.: Stadiile propagării fisurii la oboseală [63].

Importanță au doi parametrii: • dificultatea alunecării transversale; • amplitudinea tensiunii sau deformației [25]. Astfel la metalele cu structură CFC, pentru care dificultatea alunecării transversale poate fi exprimată prin energia defectelor de împachetare  $\gamma$  formarea structurilor de dislocații se prezintă în **fig. 1.26**.

Creșterea fisurii la oboseală este împărțită [63] în trei etape (**fig. 1.27.**). Faza de inițiere, I se face la 45° față de suprafață și este influențată de mărimea granulației. Faza II care este partea principală a dezvoltării fisurilor, arată o direcție perfect perpendiculară față de direcția tensiunii principale. În această etapă fisura în principal nu este influențată de neomogenitățile de material. În a treia fază defectele de material joacă un anumit rol, și aici propagarea fisurii este condusă de către aceste instabilități. Distribuția tridimensională a celor trei faze amintite depinde de material și de solicitare. La un număr de cicluri redus și la deformații mari este dominantă etapa a doua, la un număr mare de cicluri și la amplitudini reduse ale solicitării este dominantă etapa întâia. Producerea unei amorse de fisură de oboseală are loc de regulă începând de la suprafață. Aici joacă un rol important planul de alunecare la ieșirea alternantă a benzilor de alunecare din interiorul grăunților la suprafața liberă a acestora, care este veriga slabă pentru formarea fisurii.

În [63] se arată că concentrarea tensiunii la suprafața probelor de diferite forme rugozitatea influențează formarea amorselor de fisură, respectiv durata de viață la temperatura ambiantă. Însă la temperaturi mai ridicate se consideră că verigă slabă preferată pentru formarea amorselor de fisură o reprezintă limitele grăunților. În [63] se susține părerea că mai ales *atacul prin oxidare de-a lungul limitelor grăunților* reduce durata de viață. Atunci când există o atmosferă de gaz protector se obține din nou formarea transcristalină a amorsei fisurii, și rezultă o durată de viață mai mare.

# 1.5.4. Amplitudini joase, metale cu alunecare transversală ușoară.

Benzile de alunecare la oboseală la suprafața metalelor cu energie a defectelor de împachetare înaltă, solicitate ciclic dincolo de saturație pot fi observate atât metalografic cât și cu ochiul liber. Aceste benzi de alunecare se așează de-a lungul liniilor de intersecție ale suprafeței cu planul activ de alunecare. Structura de dislocații chiar sub intruziunile și extruziunile de suprafață și în cea mai apropiată vecinătate a lor diferă considerabil de cea din împrejurul și din interiorul epruvetei.

Se consideră [26] că benzile de alunecare persistente sunt definite ca zonele unde se îndeplinesc două condiții:

• structura sa de dislocații diferă de aceea a matricei înconjurătoare;

• zona se încheie pe suprafața epruvetei prin intruziuni și extruziuni.

Întrucât în zonele *B* și *C* benzile de alunecare la oboseală nu îndeplinesc prima condiție, menționată mai sus, ele nu pot fi denumite benzi de alunecare persistente. În **fig. 1.28.** se prezintă structura de dislocații observată la câțiva microni sub suprafața unui monocristal de cupru solicitat ciclic: structura se află într-o secțiune perpendiculară la planul (111) și conține direcția de alunecare [ $\overline{1}$ 01], deci profilul văzut al structurii *PSB* este una de tip *scară (ladder)*. În aceeași secțiune structura *PSB* nu este întotdeauna de acest tip și adesea formează celule complet închise (**fig. 1.29.**).



Fig. 1.28.: Structura benzii de alunecare persistente intr-o secțiune perpendiculară la planul de alunecare primar. Direcția de alunecare primară este [101] în monocristalul de cupru [27].



**Fig. 1.29.:** Set de benzi de alunecare persistente unitare într-o secțiune perpendiculară la planul de alunecare primar. Monocristal de cupru [27].



Fig. 1.30.: Structura benzii de alunecare persistente într-o secțiune paralelă față de planul de alunecare primar. Monocristal de cupru [27].

În secțiunea paralelă la planul de alunecare primar structura asociată cu *PSB*-le constă dintr-un strat superficial de celule alungite în direcția  $[1\bar{2}1]$ , care este perpendicular la direcția de alunecare (**fig. 1.30.**). Micrografia din **fig. 1.30.** arată o alungire ușoară [27] în timp ce Finney și Layrd în [28] descriu structura *PSB*-le ca o serie de *pereți de dislocații*. Din micrografiile luate în diferite secțiuni este posibilă construirea unui model tridimensional al structurii globale de dislocații a benzilor de alunecare peristente:

• PSB-ri în scară (constau din pereți paraleli, perpendiculari la direcția primară de alunecare);

• PSB-ri celulare, (constau din celule complet închise.

Structura *în scară* este tipică *PSB*-lor noi, pe când cea *celulară* pentru *PSB*-le vechi [29]. Această modificare în structura de dislocații din interiorul *PSB*-lor în timpul solicitării ciclice este responsabilă pentru întărirea secundară, lentă de după atingerea saturației [28]. Deci *PSB*-le se durifică de la dislocațiile secundare, continuând să se deformeze, dar la o amplitudine a deformației locale redusă.

Distanța între pereții *PSB*-lor în *scară* este foarte regulată, iar cu cât temperatura este mai joasă cu atât distanța scării este mai mică, deci există o relație invers proporțională între distanța scării și amplitudinea tensiunii la saturație. În privința detaliilor structurale ale *PSB*-lor există o cocordanță deplină în privința aspectelor:

• PSB-le se așează de-a lungul planului de alunecare iar structura lor este diferită de cea a matricei înconjurătoare;

• există anumite mărimi necesare pentru  $\sigma$  și  $\varepsilon$  pentru formarea *PSB*-lor. Sub o valoare de parg a lui  $\varepsilon_{ap}$  nu se vor mai observa niciodată *PSB*-ri (tipic ordinul pragului este de cca. 10<sup>-5</sup>, niciodată nedepășind 2·10<sup>-4</sup>) [29]. Spre deosebire de valorile de prag pentru  $\varepsilon_{ap}$  cele pentru  $\sigma_{ap}$  depind puternic de material;

• formarea PSB-lor începe la suprafață (ex. pentru materialele policristaline);

• valoarea  $\varepsilon_{ap}$  în *PSB*-ri este mai înaltă decât în matrice cu un factor de cca. 100.

# 1.5.5. Amplitudini înalte, metale cu alunecare transversală ușoară.

Amplitudinea înaltă a solicitării ciclice a materialelor cu alunecare transversală ușoară conduce la formarea unei structuri *celulare* nu numai în interiorul epruvetei, ci și în stratul de suprafață, deci nu există diferență în structurile regiunii *B* din interior și de la suprafață.

# 1.5.6. Metale cu alunecare transversală dificilă.

În cazul materialelor cu energie a defectelor de împachetare joasă nu s-au găsit diferențe între structurile din interior și din apropierea suprafeței, în ambele cazuri structura putând fi descrisă ca o rețea de dislocații plane [26]. Totuși ele diferă în două privințe majore:

• densitatea dislocațiilor este inferioară cu un factor de 2-3;

• s-au observat macle de deformare foarte fine în plus față de rețeaua de dislocații plane [23].

Aspectul similar al suprafeței a benzilor de alunecare la oboseală în metalele cu energie a defectelor de împachetare medie și joasă a condus la opinia [30] că și metalele cu energie joasă ar trebui să expună *PSB*-uri cu prezența zonelor de structură diferită, dacă s-au solicitat ciclic suficient în domeniul de saturație.

# 1.6. Mecanismele nucleerii fisurii la oboseală.

Pentru nucleerea microfisurilor s-au propus un mare număr de modele și în raport cu datele experimentale existente este evident că aceste mecanisme pot fi operante doar în locurile de nucleere, deci la rădăcina intruziunilor în benzile de alunecare la oboseală, în vecinătatea unei incluziuni sau lângă limitele de grăunte. Una dintre problemele cele mai dificile es te dacă există o diferență evidentă între intruziunea ascuțită și microfisură, întrucât Basinski [31] le consideră a fi două procese diferite.



Fig. 1.31.: Modelul alunecării cărților de joc în banda de alunecare la oboseală [32].

În mare mecanismele propuse se pot împărți în 5 grupe:

(1) – modele care nu fac distincție între intruziune și microfisură. În acest caz formarea microfisurii este identică cu creșterea în continuare a intruziunii în adâncimea cristalului. Acest lucru se poate întâmpla prin alunecarea repetată pe unul sau mai multe sisteme de alunecare. Ideea de bază a cazului unui singur sistem de alunecare este mișcarea realtivă a cărților de joc (fig. 1.31.). Wood [32] presupune că intruziunile formate acționează ca și concentratori de tensiune și provoacă alunecarea ulterioară la fel ca la "rădăcina crestăturii". May [33] a arătat teoretic, pe bază statistică că la continuarea solicitării ciclice apar progresiv intruziuni mai adânci. Lin [34] a calculat mișcarea relativă a două cărți (felii) neînvecinate, evidențiind că deformația tangențială plastică, locală în ambele felii (una pozitivă și alta negativă), poate atinge valori foarte înalte într-un număr de cicluri relativ scurt. Aceste deformații plastice mari provoacă aspirarea stratului dintre felii. Deci în al doilea caz se obține o intruziune, ce se adàncește continuu. Modelul lui Lynch [35] folosește ideea straturilor moi ce intră și ies în timpul solicitării ciclice și dă același rezultat: fisurile de oboseală se inițiază și cresc prin mecanismul de intruziune, care se produce atunci când starturile moi sunt aspirate. Întrucât toate aceste modele sunt limitate la cazul activității de alunecare pe un singur plan, ele sunt relevante doar pentru materialele cu alunecare plană. Neuman [36] a propus un model pentru formarea fisurilor prin alunecare alternantă grosieră pe plane de alunecare paralele (fig. 1.32.).

(2) – modele ce consideră ruperea fragilă locală. Acest concept face o distincție clară între intruziuni și fisuri. Un exemplu banal al acestui mecanism este fisurarea unei particule de fază secundară la locul unei concentrări de tensiune datorită topografiei cu vârf de încrestare la oboseală. Deși tipul structurii de lângă suprafață și caracterul reliefului suprafaeței depind de amplitudinea solicitării și de dificultatea alunecării transversale un lucru rămâne la fel: microfisurile pornesc de la intruziunile suprafeței și aspectul lor la microscopul electronic le deosebește clar de intruziuni. Deci pare acceptabil să se lege nucleerea doar de prezența acestor microcrestături de suprafață ascuțite în cristalul întărit [23]. O fisură este formată atunci când concentrarea tensiunii (în funcție de adâncinea și acuitatea crestăturii) în jurul crestăturii nu se

mai poate relaxa prin procesele de alunecare și este suficient de înaltă pentru ca tensiunea de la vâful fisurii să depășească forțele interatormice. Rolul dislocațiilor în formarea microfisurii apare astfel doar indirect, prin producerea reliefului suprafeței și prin întărirea crista lului în jurul intruziunilor suprafeței.



Astfel fisura se dezvoltă din trepte de alunecare grosieră: la tracțiune (a) este activat planul de alunecare 1; dislocațiile în exces e un semn răm n pe acest p an e a unecare. Treapta de alunecare produsă acționează ca un concentrator de tensiune, care ajută și la activarea planului de alunecare 2 sub aceeași sarcină de tracțiune. Aceasta conduce la forma (b) și la dislocații în exces de un semn pe planul 2. La compresiune dislocațiile în exces pe 1 și 2 revin înapoi conducând la forma (c) (se presupune că suprafața la A nu este *resudată*, deci există doar o atingere geometrică). Astfel forma (c) reprezintă deja un *nucleu de fisură* în A. Repetarea acestui proces are loc pe planele de alunecare în continuare ale acelorași sisteme de alunecare, ceea ce provoacă creșterea în continuare a lungimii microfisurii.

Fig. 1.32.: Modelul lui Neumann de nucleere a fisurii [36].

(3) – modele ce consideră condensarea vacanțelor. Deformarea ciclică produce un număr de vacanțe mai mare decât solicitarea monotonă, probabil datorită mişcării de dute-vino cu salturi a dislocațiilor. Deoarece PSB-le expun o amplitudine a deformației plastice mai înaltă este probabil ca vacanțele generate să se poată condensa pentru a forma goluri, nucleând o fisură. Acest model cere implicit difuzia vacanțelor (puternic dependentă de temperatură), fiind astfel limitat doar pentru temperaturile înalte (de ex. fluajul, unde difuzia joacă un rol important).

(4) – modele ce consideră pierderea coerenței pe un plan de alunecare datorită acumulării defectelor. Ideea de bază a acestor modele este formarea dislocațiilor în locuri critice, provocând creșterea locală a tensiunii sau energei, suficientă pentru distrugeera coerenței cristalului în regiuni mici (de până la ordinul nanometrilor). Fujita [103] a arătat teoretic că dipolul de dislocații cu separarea mică a celor două componente ale dipolului poate conduce prin anihilare la nucleerea fisurii (**fig. 1.33**.). Pe două plane de alunecare paralele se formează în timpul solicitării ciclice configurații de îngrămădire de dislocații de semne opuse (separarea planelor este în h). Calculul arată că există două situații pentru funcția de separare h:

• pentru h > 1nm două seturi de îngrămădiri trec una față de cealaltă; • pentru h < 1nm dislocațiile conducătoare se anihilează chiar dacă ele nu se așează în același plan de alunecare.

Prin acest proces se formează o arie mică cu coerența distrusă. Dacă nu numai dislocațiile conducătoare ci și cele *n* dislocații de la fiecare îngrămădire (**fig. 1.33.b.**) se anihilează, coerența este pierdută într-o regiune de lungimea  $n \cdot b$  (b=vectorul Burges) și de înălțimea h; de fapt această regiune reprezintă deja o microfisură. Acest mecanism poate opera atunci când fiecare îngrămădire constă din cel puțin câteva zeci de dislocații. Asemenea forme de dislocații în metalele solicitate ciclic nu s-au observat niciodată, deci acest model în formularea sa originală nu este aplicabil.



#### 1.7. Factori ce influențează nucleerea fisurii.

Întrucât nu există o demarcare clară între nucleere și în stadiul timpuriu de propagare a fisurii este dificil de definit stadiul de nucleere. Din punct de vedere practic acestă delimitare ar avea o importanță enormă, dar se poate face doar o convenție [26], bazată pe densitatea de microfisuri și pe adâncimea și lungimea lor de-a lungul suprafeței. Dacă notăn cu  $N_0$  numărul de cicluri la finalul nucleerii și cu  $N_f$  numărul de cicluri până la rupere, atunci raportul  $N_0/N_f$  este o măsură a mărimii stadiului de nucleere în termenii durabilității relative la oboseală.

Numărul de cicluri relativ  $N_0/N_f$  depinde în principal de amplitudinea solicitării ciclice, de forma epruvetei sau componentei, de caracteristicile mecanice și fizice de material, de rugozitatea suprafeței, de temperatură și de mediu. Valoarea lui  $N_0/N_f$  se reduce cu creșterea amplitudinii solicitării. În timp ce în zona policiclică  $N_0$  reprezintă chiar zeci de procente din durata totală la oboseală în zona oligociclică nucleerea este foarte rapidă iar  $N_0$  este neglijabil în raport cu  $N_f$  și întreaga durabilitate la oboseală este consumată pentru propagarea fisurii. Încrestarea, în general reduce drastic valoarea  $N_0/N_f$  și în cazul încrestărilor foarte ascuțite (defecte tehnologice de tip fisură) stadiul de nucleere lipsește aproape complet iar durabilitatea la oboseală este dată de stadiul de propagare a fisurii.

Pentru inițierea fisurii există un efect puternic al mediului [38], toate cercetările experimentale efectuate în vid aratând că durabilitatea materialelor este superioară față de aceea din oricare alt mediu. Întrucât în aer, spre deosebire de încercarea în vid, fiecare treaptă de alunecare este acoperită de către atomii și moleculele adsorbite din mediu după inversarea alunecării acest strat de adsorbție previne anihilarea noilor suprafețe ale treptelor de alunecare formate. La

temperaturi mai înalte nucleerea benzilor de alunecare se poate produce prin nucleere la limitele de grăunte. Durabilitatea la oboseală depinde foarte puternic de starea stratului de suprafață, astfel încât tratamentele de suprafață de orice tip o influențează diferit:

• rugozitatea suprafeței (în special zgârâieturile), acționează ca și concentratori de tensiune, scurtând stadiul de nucleere;

• tensiunile reziduale macroscopice, apar la suprafețele componentelor după orice tip de tratament de suprafață. Cele de tracțiune au efect dăunător, sporind viteza de nucleere, în timp ce cele de compresiune inhibă nucleerea. Aceste tensiuni se însumează cu tensiunile aplicate din exterior rezultând astfel o creștere sau o reducere a tensiunii efective și în consecință o creștere sau o reducere a numărului de cicluri necesari nucleerii fisurii de oboseală;

• *faze și compoziție chimică diferite ale stratului de suprafață*. Aceste efect apare deliberat (tratamente de călire, carbonitrurare, starturi de protecție, implant ionic, durificarea laser, etc) sau ca efect colateral tratamentului termic (de ex. decarburarea startului de suprafață), avâd fiecare fie efect benefic, fie dăunător asupra nucleerii în funcție de rezistența starturilor superficiale la deformare plastică ciclică.

• *ecruisarea stratului de suprafață*, produce întărirea datorită introducerii prin prelucrare mecanică a tesniunilor reziduale de compresiune în straturile superficiale ale componente. Solicitarea ciclică reduce sau elimină efectul ecruisării în stadiul de înmuiere la oboseală.

• efectul mediului coroziv reduce stadiul de nucleere a fisurii (de ex. mediile apoase reduc drastic nucleerea), existând mai multe explicații: a) efectul pitingului.; b) distrugerea filmelor protectoare de oxizi; c) reducerea energiei de suprafață prin adsorbție. Ideea de bază a tuturor aceste procese influențate de mediu este că mediul coroziv activează alunecarea în straturile de suprafață ale metalului solicitat ciclic.

În general și la temperaturi ridicate ruperea de oboseală se inițiază prin formarea intruziunilor și extruziunilor, de la care se inițiază microfisurile pe planele acestora de alunecare. În **fig. 1.35.** se văd fisurile de la planele de alunecare la încercările aliajului pe bază de nichel Udimet 700 la oboseală la temperatura camerei [21]. În plus se remarcă faptul că la oboseală la temperatură înaltă pe măsura creșterii temperaturii la viteze de deformare relativ joase planele de alunecare descrise mai sus dispar; fisurile de la planele de alunecare, caracteristice încercării la temperatura camerei nu se observă la temperaturi înalte. În **fig. 1.35.b.** se observă fisuri la limitele grăunților formate în aliaj la 927°C.

Faptul că limitele de grăunte servesc drept sursă pentru inițierea ruperii de oboseală la temperatură înaltă este o caracteristică de bază a ruperii în general, similar fluajului ciclic la temperatură înaltă. Totuși ruperea la oboseală la temperatură înaltă nu este întotdeauna intercristalină, întrucât dominantă este deformația ciclică ce produce alunecarea dislocațiilor. Prin formarea liniilor de alunecare înguste se inițiază microfisuri de la intruziuni și extruziuni, în același mod ca și la oboseala la temperatura camerei. În **fig. 1.36.** se arată intruziunile observate la suprafața epruvetelor din aliajul Udimet 500 [21] la oboseală oligociclică la 815°C, care sunt sursa pentru inițierea fisurilor.



Fig. 1.35.: Fisurile de suprafață în materialul forjat din aliaj Udimet 700 la oboseală [21]: a) – temperatura camerei, fisurile legate de planele de alunecare; b) 927°C fisuri la limitele de grăunte.



Fig. 1.36.: Microfractografii ale aliajului Udimet 500 [21]: a) – intruziuni ale suprafeței la oboseală oligociclică la 815°C; b) – fisura se formează de la intruziunea din zona I, indicată de săgeata din a); c) intruziuni în zona II, indicată de săgeata din a), intruziuni la particule, care se pot considera drept carburi; elementele structurii sunt independente de sursa de formare a fisurii.

# 1.8. Propagarea fisurii la oboseală.

În fig. 1.37. se prezintă fisurile produse în aliajul A286 la oboseală oligociclică în vid la 593°C [26]. La frecvența de solicitare de 1 ciclu/min fisura se formează prin grăunți (fig. 1.37.a.); la frecvențe de solicitare joase de 0,1 cicluri/min se observă traseul mixt al fisurii transcristalin și la limitele grăunților (fig. 1.37..b.). Spre deosebire de aceasta la deformarea ciclică cu frecvență foarte joasă de 0,0013 cicluri/min fisura se propagă complet la limitele grăunților (fig. 1.37.c.).



Fig. 137.: Fisuri de oboseală în aliajul A286 (593°C,  $\Delta \varepsilon = 1\%$ , vid înalt de 1,33·10<sup>-6</sup>Pa) [39]: a) f = 1 ciclu/min; b) f = 0.1 cicluri/min; c) f = 0,0013 cicluri/min.



Fig. 1.38.: Suprafața de rupere a epruvetelor din oțel 18Cr12NiMo (SUS 316) la încercarea de propagare a fisurii la oboseală oligociclică la temperatură înaltă la ciclu dreptunghic cu tensiuni alternante (650°C,  $\sigma = \pm$  170 MPa, direcția propagării fisurii de la stânga la dreapta) [27]: a) f = 0,1 cicluri/min; b) f = 1 ciclu/min; c) f = 10 cicluri/min.


**Fig. 1.39.:** Microfotografie mărită a fig. 41.c.; striațiile **Fig. 1.40.:** Striații în oțelul inox tip 304 la oboseală oligociclică cu frecvență înaltă [40].

În fig. 1.38. se prezintă suprafața de rupere într-un oțel inox tip 316 obținută la încercarea de oboseală oligociclică [40]. La solicitarea cu frecvență joasă se observă fațete la limilele grăunților (fig. 1.38.a.), asemănătoare suprafeței de rupere intercristaline de fluaj. La solicitările cu frecvență înaltă (fig. 1.38.b.) predomină aspectul transcristalin al ruperii. Oricum în aer s-a găsit o rupere transcristalină iar în vid intercristalină, demonstrând legătura cu mediul de încercare. Precum se vede în fig. 1.39. în epruvetele prezentate apar striații perpendicular la direcția de propagare a fisurii, în timp ce distanța între striații este aproximativ egală cu viteza de propagare a fisurii (dl/dN). În fig. 1.40. se prezintă suprafața de rupere a oțelului inox tip 304 la oboseală oligociclică la tensiuni alternante cu frecvență înaltă (30 cicluri/min) în aer la 649°C. În acest caz striațiile au aceleași indicii caracteristice ca și la temperatura camerei.

## 1.8.1. Propagarea fisurii de oboseală la temperatură înaltă.

#### 1.8.1.1. Propagarea fisurilor la oboseală policiclică.

În fig. 1.41.a. se prezintă dependența experimentala a vitezei de propagare a fisurii da/dN(a=lungimea fisurii; N=numărul de cilcuri de solicitare) și anvergura coeficientului intensității tensiunii  $\Delta K$ . Diferența între diferite materiale depinde în principal de constantele elastice și de limita de curgere. Dacă utilizăm mărimile raportate ale lui  $\Delta K$  ( $\Delta K/E$  sau  $\Delta K/R_{p0,2}$ ), atunci dependențele pentru dl/dN aproape că nu depind de natura materialului.



Fig. 1.41.: Corelația între viteza de propagare a fisurii în diferite materiale la oboseală policiclică la temperatura camerei și anvergura coeficientului intensității tensiunii  $\Delta K$  (a) și raportul  $\Delta K/E$  (b); ciclu de tensiune sinusoidal cu 0,1 $\ge$ R $\ge$ 0; temperatura: 21°-24°C; f = 1-5Hz; vid de 1,33·10<sup>-6</sup>Pa [41].

Astfel în fig. 1.41.b. se prezintă rezultatele experimentale în funcție de  $\Delta K/E$ . Rezultatele din fig. 1.41. sunt prezentate în coordonate dublu logaritmice în fig. 1.42., iar datele experimentale pot fi exprimate printr-o linie dreaptă a cărei ecuație este:

$$da/dN = 1.7 \cdot 10^6 (\Delta K/E)^{3.5}$$
(1.3)

Suplimentar, pentru domeniul hașurat din **fig. 1.42**. există o valoare de prag  $\Delta K_{th}$  la care fisura nu mai creste. Această mărime are valoarea de:

$$\Delta K_{th}/E = (2,7 \pm 0,3) \cdot 10^3 \tag{1.4}$$

Siimilar între viteza propagării fisurii la oboseală *da/dN* și deplasarea la deschiderea vârfului fisurii (*CTOD*) există relația [41]:

$$da/dN = CTOD/2 = 0.5 (\Delta K)^2 / 2 R_{p0,2} \cdot E$$
(1.5)

de unde:

$$da/dN = 12.5 (\Delta K/E)^2$$
(1.6)

Dependența acestei ec (1.6) se prezintă grafic în fig. 1.42. Panta dreptei ce descrie această ecuație și a ec (1.3) diferă. În fig. 1.43. se prezintă corelația dintre da/dN și  $\Delta K$  pentru aliajele refractare pe bază de nichel, obținute pe baza rezultatelor experimentale [41]. O dată cu creșterea temperaturii crește și viteza de propagare a fisurii, dar nesemnificativ. La temperatura camerei viteza de propagare a fisurii în aliajele Inconel este mai ridicată decât în vid de cca. 2...3 ori. În fig. 1.44. se prezintă rezultatele experimentale pe aliajul Inconel X-750 la 538°C. La fel ca și în cazul precedent (fig. 3.43.) viteza propagării fisurii la oboseală policiclică în condițiile asigurării stării de microcurgere aproape că nu diferă de aceea la temperatura camerei [42]. În fig. 1.45. se prezintă dependența experimentală a vitezei de propagare a fisurii în aliajul Hastelloy X-280 la oboseală policiclică în funcție de temperatura de încercare [42].



Fig. 1.42.: Rezultatele încercărilor de viteză de propagare a fisurii în vid la  $0,1 \ge R \ge 0$ ; f=1-5Hz; vid de  $1,33\cdot 10^{-6}$ Pa [41]: 1 - (C=12,5; m=2): 2 - (C=12,5; m=2,5); 3 - (C=1,7; m=3,5); 4 -  $\Delta K_{ch}/E=(2,7\pm0,3)10^{-5}$ m<sup>1/2</sup>



Fig. 1.43.: Corelația între viteza propagării fisurii la oboseală policiclică la tempratură înaltă în aliajul Inconel 718 (R=0,005; f=1Hz) și  $\Delta K$  [41]: La 24°, 316°, 538° și 818°C valoarea E este de 200; 177; 171 și 147MPa.



1 da/dN [mm/ciclu] n 10 10  $\Delta K [MN \cdot m^{-\frac{10^2}{3/2}}] \rightarrow$ 

aliajul Inconel X-750 la oboseală policiclică în aer la 538°C (R=0.05; f=40 cicl/min) și  $\Delta K$  [42]: 1-zona datelor pentru Incoloy X-750; 2-controlul sarcinii; 3controlul deschiderii fisurii.



Fig. 1.46.: Influența frecvenței de solicitare asupra Fig. 1.47.: Influența frecvenței de solicitare asupra vitezei propagării fisurii la oboseală în oțelul inox tip vitezei propagării fisurii la oboseală în oțelul inox  $304 \text{ în aer la } 538^{\circ}\text{C} (R=0,05) [43].$ 





tip 304 în aer la 538°C (*R*≤0,05) [41].

Dependenta vitezei de creștere a fisurii de frecvența de solicitare (fig. 1.46.) este stabilită în [43] pentru otelul inox tip 304 la 538°C. La frecvente joase de solicitare propagarea fisurii crește în domeniul valorilor ridicate ale lui  $\Delta K$ . În fig. 1.47. se prezintă rezultatele din [41] la scară proporțional uniformă. (datele experimentale concordă cu cele calculate (ec. 1.3) pentru frecvențele de solicitare de 67 și de 6,7Hz.

#### 1.8.1.2. Propagarea fisurii la oboseală oligociclică.

In fig. 1.48. se prezintă dependența vitezei de propagare a fisurii de frecvența de solicitare în aliajul A286 (15%Cr, 26%Ni, 2%Ti, 1,25%Mo) la oboseală oligociclică cu solicitare cu ciclu alternat triunghic și cu amplitudinea deformației plastice  $\Delta \varepsilon_p = 0,2\%$ . Corelația între da/dN și  $\Delta \varepsilon_p$ prezentată în fig. 1.49. are forma:

$$da/dN = A \cdot (T, f) \cdot \Delta \varepsilon_p^{\ \beta} \cdot l \tag{1.7}$$

unde: - A (T,f)=funcție de temperatură și de frecvență; -  $\beta$ =constantă de material. Din datele prezentate se pot trage următoarele concluzii [39]:

• în vid în domeniul solicitărilor cu frecvență ridicată (f > 1 ciclu/min) se observă dependența vitezei de propagare a fisurii doar de frecvență, pentru frecvențe joase ( $10^{-2} < f < 1$  ciclu/min) se arată influența ambilor factori (acțiunea comună oboseală-fluaj);

• in domeniul indicat se observă ruperi transcristaline, intercristaline sau mixte (conf. fig. 1.37.);

• propagarea fisurii în aer este imposibil să fie la fel ca și în vid, în domeniul intermediar de frecvențe depinzând de timp; acest lucru nu evidențiază influența fluajului ci cea a oxidării, deci influența mediilor asupra caracteristicii de propagare a fisurii la oboseală;

• în aer la frecvențe înalte de solicitare ( $f > 10^3$  cicl/min) propagarea fisurii depinde doar de numărul de cilcuri de solicitare, viteza în vid și în aer fiind identică;

• la frecvențe de solicitare joase ( $f < 10^{-2}$  cicl/min), chiar și în aer viteza de creștere a fisurii depinde doar de numărul ciclurilor de solicitare; în aer viteza crește aproape de 300 de ori datorită influenței oxidării.



Fig. 1.48.: Influența frecvenței de solicitare asupra vitezei de propagare a fisurii la oboseală oligociclică a oțelului A 286 în vid la 1,33·10<sup>-6</sup>Pa (1) și în vid (2) la 593°C [39]: 3-rupere intercristalină care depinde doar de durata solicitării; 4-rupere mixtă conf. legii de cumulare liniară a degradărilor; 5-rupere transcristalină, care depinde doar de solicitarea ciclică; 6-rupere intercristalină; 7-rupere mixtă; 8-rupere transcristalină; 9-dependentă doar de solicitarea ciclică în aer și vid.

În fig. 1.49. se prezintă influența frecvenței de solicitare și a temperaturii asupra vitezei de propagare a fisurii în aliajul HS188 pe bază de cobalt (22%Cr, 22%Ni, 14%W, 1,4%Fe, 0,05%La) la oboseală la temperatură înaltă în aer [41]. Viteza de propagare este influențată la frecvențe înalte de numărul de cicluri de solicitare (rupere transcristalină), iar la frecvențe joase de timp (rupere intercristalină).



Fig. 1.49.: Influența temperaturii și a frecvenței de solicitare asupra vitezei de propagare a fisurii de oboseală (aK=55MN·m<sup>-3-2</sup>) în aliajul HS188 [41]: 1-rupere intercristalină; 2-rupere transcristalină.





Fig. 1.50.: Influența frecvenței de solicitare asupra vitezei de propagare a fisurii la tensiuni alternant simetrice (R = -1) în oțelurile: 1-cu puțin carbon (0,16%C; 400°C;  $\sigma=\pm225,6$ MPa); 2oțel inox tip 316 (650°C;  $\sigma=\pm166,7$ MPa); 3-fluaj static; 4dependență de timp; 5-dependență de frecvența de solicitare [40]

**Fig. 1.51.:** Influența frecvenței de solicitare de viteza de propagare a fisurii de oboseală în aliajul de aluminiu 2024-T351 la cilu de tensiune alternant simetric și la 80°C [17].

Prin creșterea temperaturii dependența este influențată doar de timp. În **fig. 1.50**. se prezintă dependența vitezei de propagare a fisurii de frecvența de solicitare pentru oțelul S15C la 400°C și pentru oțelul 316 la 650°C la ciclu de solicitare alternant dreptunghiular. La temperaturi înalte fluajul se produce ușor astfel încât la frecvențe de solicitare mai reduse (1 ciclu/min) viteza de propagare a fisurii depinde doar de timp [27]. Aspectul suprafeței de rupere a oțelului inox tip 316 se arată în **fig. 1.38**. Datele ce caracterizează propagarea fisurii la oboseală pentru aliajul de aluminiu 2024-T351 se prezintă în **fig. 1.51**. [17].

#### 1.8.1.2.1. Dependența de timp a propagării fisurii la oboseală oligociclică.

În **fig. 1.52.** se prezintă dependența vitezei de propagare a fisurii în aliajul Nimonic 105 (14,5%Cr, 20%Co, 5%Mo, 4,7%Al, 1,2%Ti, restul Ni) de frecvența de solicitare la temperatura camerei în apă. În domeniul frecvențelor înalte de solicitare (peste 1Hz) se observă dependența vitezei *dl/dN* de numărul de cilcuri de solicitare, care este aceeași ca și în aer [41].



Fig. 1.52.: Dependența vitezei de propagare a fisurii la oboseală în aliajul Nimonic 105 la 23°C în apă în funcție de frecvența de solicitare ( $\Delta K$ =53MN·m<sup>-3/2</sup>, ciclu de solicitare sinusoidal, *R*=0) [41]: 1-rupere intercristalină; 2-rupere parțial transcristalină; 3-dependență de numărul ciclurilor de solicitare; 4-dependență de timp.



**Fig. 1.53.:** Propagarea fisurii în oțelul inox tip 304 la solicitare ciclică intermitentă la temperatură înaltă [17]: 1-fluaj static la 650°C; 2fluaj static la 550°C;  $\sigma_{nom}$ =310MPa; epruvetă *CN*; 3-identic cu  $\sigma_{nom}$ =220MPa; 4-identic cu  $\sigma_{nom}$ =330MPa; epruvetă *DEN*.

Dar în domeniul frecvențelor joase apare o dependență doar de timpul de solicitare; se observă ruperea complet intercristalină, deci o lege de propagare a fisurii similară celor din **fig. 1.49...fig. 1.51.** Totuși în cazul oboselii corozive, fluajul nu arată vreo influență asupra cineticii procesului. În **fig. 1.53.** se prezintă rezultatele încercării la propagarea fisurii la aplicarea ciclică a treptelor de solicitare (tensiunea  $\sigma_h$  în cursul duratei  $t_h$ , tensiunea  $\sigma_l$  în cursul duratei  $t_l$ ) pe epruvete plate din oțelul inox tip 304 cu crestătură centrală (CN). Rezultatele încercărilor de oboseală se suprapun cu curbele rezistenței de durată, caracterizând corelația  $dl/dN - \dot{J}$  la propagarea fisurii la fluaj static.

1.8.1.2.2. Dependența de numărul de cicluri a propagării fisurii la oboseală oligociclică.

Rezultatele experimentale [39] determinate la temperatura camerei confirmă posibilitatea determinării vitezei de propagare a fisurii la oboseală oligociclică cu controlul deformației cu ajutorul ec. (1.6). În **fig. 1.54**. se prezintă rezultatele obținute pe un oțel cu puțin carbon [41] reprezentate în funcție de coeficientul intensității pseudotensiunii determinate ca un produs cu modulul de elasticitate pentru coeficientul intensității deformației  $\varepsilon \cdot l^{1/2}$ :

(1.8)

$$P \cdot K = E \cdot \varepsilon \cdot l^{1/2}$$



Fig. 1.54.: Rezultatele încercării la propagarea fisurii pentru oțelul cu puțin carbon (1018) la oboseală oligociclică în aer la tmperatura camerei în funcție de anvergura coeficientului intensității tensiunii pseudoelastice (f=2,5Hz;  $\Delta PK=E \cdot \Delta \varepsilon_i \cdot l^{1/2}$ ) [41]: 1-curba de calcul în aer; 2-curba de calcul în vid.



Fig. 1.55.: Corelația între viteza propagării fisurii în oțelul cu 0,04%C la oboseală policiclică și oligociclică la temperatură înaltă și anvergura coeficientului efectiv de intensitate a tensiunii  $\Delta K_{eff}$  sau de integrala-J [17]: a) –  $du/dN = 1.78 \cdot 10^{-9} (\Delta K_{eff})^{2.7}$ ; b) –  $da/dN = 1.22 \cdot 10^{-3} (\Delta J)^{1.38}$  ( $\Delta \varepsilon$  în domeniul: 0,2%...0,5%;  $\sigma_{max}$ =56MPa,  $\sigma_{min}$ =0;  $\sigma_{max}$ =120MPa,  $\sigma_{min}$ =0).

În fig. 1.54. se prezintă două linii calculate (una corespunzătoare pentru încercarea în vid, conf. ec. (1.3) și a doua pentru aer, obținută cu ajutorul unui coeficient de 3). Pentru amplitudini ale deformației plastice  $\Delta \varepsilon_p$  în intervalul 0,1...0,2% datele experimentale se apropie de dreptele de calcul. În fig. 1.55. se prezintă rezultatele încercării la propagarea fisurii pentru oțelul cu 0,04%C la oboseală policiclică cu controlul tensiunii (R=0) și la oboseală oligociclică cu deformație controlată (deformație alternant simetrică R= -1). În fig. 1.55.a. viteza propagării fisurii da/dN este reprezentată în funcție de coeficientul efectiv al intensității tensiunii  $\Delta K_{eff}$ . La oboseală policiclică există porțiuni ale ciclului când fisura se închide parțial, astfel încât  $\Delta K =$  $K_{max} - K_{min}$  nu este un parametru relevant de mecanica ruperii. Parametrul  $\Delta K_{eff}$  se determină [31] ca amplitudinea variației mărimii K în funcție de  $K_{opening}$  până la care fisura se deschide:

$$\Delta K_{eff} = K_{max} - K_{opening} \tag{1.9}$$

Se consideră că acest parametru caracterizează efectiv propagarea fisurii. Acceptarea acestui parametru este confirmată de majoritatea cercetărilor. La viteze joase de propagare a fisurii (sub  $10^{-4}$  mm/ciclu) se poate adopta mecanica ruperii liniare cu utilizarea parametrului  $\Delta K_{eff}$  în timp ce la viteze mai înalte acest lucru este imposibil, corespunzând oboselii oligociclice (cu deformații elasto-plastice).



**Fig. 1.56.:** Corelația între viteza de propagare a fisurii și  $\Delta I$  la oboseală policiclică și oligociclică a oțelului A533B la temperatura camerei (după datele a 20 de încercări) [44]: 1-încercări în domeniul elasto-plastic, epruvete compacte CT la tracțiune; 2-la fel, epruvete cu crestătură centrală CC; 3-încercări în domeniul liniarelastic CT; 4, 5, 6 -la fel epruvete CC grosimi în creștere (dela 2" la 8").



Fig. 1.57.: Medoda de determinare a integralei-J ciclice  $\Delta J$  [40]: P – sarcina;  $\delta$  - deschiderea fisurii pe direcția sarcinii; V - deschiderea fisurii centrale.

Dowling [32] a făcut prima tentativă de acceptare a integralei-J ca parametru de mecanica ruperii neliniare la cercetarea propagării fisurii la oboseală oligociclică, iar rezultatele se prezintă în fig. 1.56. Pe axa absciselor se află mărimea integralei-J ciclice  $\Delta J$ , examinându-se astfel deformația pentru fiecare semicilu de tracțiune independent de direcția deformației, s-a exprimat astfel mărimea J pentru perioada corespunzătoare ca  $\Delta J$ . Pentru determinarea lui  $\Delta J$  se propun diferite metode. Dowling a adoptat metoda bazată pe diagrama solicitare-deschidere pe direcția sarcinii (P- $\delta$ ). Parametrul  $\Delta J$  pentru epruveta plată cu fisură centrală se determină (fig. 1.57.) prin măsurarea ariei S, mărginită de bucla de histereză P- $\delta$  și prin introducerea acesteia în ecuația:

$$\Delta J = (\Delta K^*)^2 / E + S / (B \cdot b) \tag{1.10}$$

În această ecuație primul termen exprimă componenta elastică  $\Delta J_e$ , mărimea  $\Delta K^*$  este coeficientul intensității tensiunii corespunzător anvergurii sarcinii, la atingerea punctului A. Acest punct se obține prin prelungirea liniei curbe de la punctul C. Al doilea termen al ec. (1.10) exprimă componenta plastică  $\Delta I_p$ ; B = lățimea în porțiunea crestăturii epruvetei; <math>b = lungimeaportinunii crestate. Deci la oboseală policiclică bucla de histereză P- $\delta$  dispare, S = 0,  $\Delta K^* =$  $\Delta K_{eff}$  și astfel:

$$\Delta J = (\Delta K_{eff})^2 / E \tag{1.11}$$

Din datele prezentate în fig. 1.56. rezultă că dependența liniară între viteza de propagare a fisurii și  $(\Delta K)^2/E$  sau  $\Delta J$  se obține prin diferite dimensiuni de epruvetă de la domeniul oboselii policiclice până la cel al oboselii oligociclice. Rezultatele din fig. 1.55.b. provenite din cele din fig. 1.55.a. sunt reprezentate în funcție de  $\Delta I$  și caracterizează o dreaptă până la vitezele înalte de propagare a fisurii. Cercetările în care integrala-J se adoptă pentru analiza propagării fisurii la oboseală oligociclică sunt deja extinse și în fig. 1.58. se prezintă [40] rezultatele încercărilor de propagare a fisurii în oțelul inox tip 316 în funcție de numărul de cicluri de solicitare la oboseală la temperaturi înalte (conf. fig. 3.50.) și la f≥5 cicl/min în funcție de ∆J. În acest caz metoda de determinare a lui  $\Delta I$  diferă puțin de metoda lui Dowling [32], precum se arată în fig. 1.57. diagrama sarcină-deschiderea fisurii centrale (P-V) [40]. H.M.TezaDoct 2002

40



Fig. 1.58.: Corelația între viteza propagării fisurii la oboseală în funcție de numărul ciclurilor de solicitare pentru oțelul inox tip 316 și integrala-J ciclică [40]: R=ciclu de solicitare dreptunghiular; S=ciclu de solicitare sinusoidal.

Denumire	1	2	3	4	5	6	7
σ <sub>g</sub> [MPa]	206	167	167	137	108	79	206
f [Hz]	0,333	0,333	0,333	0,333	1,0	1,0	0,333
T[°C]	650	650	650	650	650	650	650
Solicitarea	R	R	R	R	S	S	R

Acest lucru provine din faptul că pentru încercări s-au adoptat epruvete cu lățimi comparativ mai mici, putându-se astfel determina mărimi ale integralei-J mai precise prin utilizarea deschiderii fisurii centrale V în locul deschiderii pe direcția de aplicare a sarcinii  $\delta$ . S-a adoptat că linia de la punctul a până la punctul b exprimă ecuația:

$$V_p = A_p \cdot P^{\alpha} p \tag{1.12}$$

unde:  $V_p$ =componenta plastică a lui V;  $A_p$ =funcție de lungimea fisurii;  $\alpha_p$ =constantă de material. În acest caz partea diagramei ciclice tensiune-deformație la tracțiune se exprimă sub forma:  $\varepsilon_p = A \cdot \sigma^{\alpha} p$ , unde A și  $\alpha_p$  sunt constante. Atunci aria domeniului hașurat din **fig. 1.57**. este:

$$S^* = \left[\int_{0}^{V_p} P \cdot dV_p - \frac{1}{2}\Delta P^* \cdot V_p\right] = \frac{\alpha_p - 1}{\alpha_p + 1} \cdot \frac{\Delta P^* \cdot V_p}{2}$$
(1.13)

și în consecință, conf. [27]:

$$\Delta J_{p} = \frac{S^{*}}{B \cdot b} = \frac{\alpha_{p} - 1}{\alpha_{p} + 1} \cdot \Delta \sigma_{net} \cdot V_{p} \quad \text{unde:} \quad \Delta \sigma_{net} = \Delta P^{*} / (2B \cdot b)$$
(1.14)



**Fig. 1.59.:** Separarea integralei-J ciclice (conf. fig. 1.58.) în componentele elastică  $\Delta J_e$  și plastică  $\Delta J_p$  (oțel inox tip 316 la 650°C; l = 2,5mm) [40].

Adoptarea integralei-J pentru analiza propagării fisurii în condiții de deformare elasto-plastice diferă de integrala-J în condiții de deformație plastică totală sau de deformație elastică neliniară [17] și se consideră că parametrul  $\Delta J$  la propagarea fisurii la oboseală oligociclică la temperaturi inalte caracterizează la fel ca și parametrii  $\Delta K$  sau  $\Delta K_{eff}$  (pentru alte situații) starea de tensiunedeformație din apropierea vârfului fisurii.

# 1.8.2. Propagarea fisurii în condițiile acțiunii comune fluaj-oboseală.

Proparea fisurii în vid (conf. **fig. 1.48**.) la frecvențe medii cuprinse între  $10^{-2}$  și 1 ciclu/min, la frecvențe joase la 600° și la 760°C (conf. **fig. 1.49**.), în domeniul frecvențelor medii (conf. **fig. 1.50**. și **fig. 1.51**.) caracterizează zona de trecere dintre dependențe în funcție doar de durata de solicitare sau doar de numărul ciclurilor de solicitare. Domeniile rezultante sunt cele de aplicare a fluajului, oboselii și a acțiunii combinate fluaj-oboseală.





Fig. 1.60.: Influența menținerii la tensiunea maximă asupra propagării fisurii la oboseală (a, b) pentru otelul inox tip 304 la 593°C [45]: 1-menținere de 1 min: 2-menținere de 0,1 min; 3-fără menținere.

Fig. 1.61.: Corelația între viteza de propagare a fisurii în oțelul cu puțin carbon (S15C) la 400°C și anvergura totală a integralei-J,  $\Delta J_T$  la ciclu de solicitare dreptunghiular (R = -I) [46]: 1-  $dl/dt - \dot{J}$ ; 2-  $dl/dN - \Delta J$ .

	3*	4	5	6	7	8	9**	10	11	12	13
Unax[MPa]	230	210	210	230	210	210	210	210	190	140	105
$f, \phi_m$	-	0,1	0,5	5,0	1,5	5,0	1,5	60	60	120	180

<u>Notă:</u> * Fluaj static; ** Ciclu de tensiune triun	ghiular	•
---	---------	---

În fig. 1.60. se prezintă rezultatele ce arată diferența între viteza de propagare a fisurii la solicitare alternant simetrică cu menținere la tensiune constantă în punctul de solicitare maximă și la ciclul alternant simetric fără menținere [45]. În primul caz viteza de propagare a fisurii este mai mare decât în al doilea caz, datorită duratei mai mari de solicitare la același număr de cicluri, și se poate considera că în perioada de menținere se produce creșterea fisurii datorită fluajului. În fig. 1.60.a. se prezintă datele pentru cazul când viteza de propagare a fisurii se exprimă ca dl/dN. În fig. 1.61. se prezintă dependența dl/dN în funcție de  $\Delta J$  (intergrala-J ciclică) pentru cilul alternant simetric dreptunghiular (metoda arătată în fig. 1.57. dreapta), pentru un oțel cu 0,16%C. Din datele prezentate rezultă că la mărimi  $\Delta J$  identice prin reducerea frecvenței de solicitare f viteza de propagare a fisurii d.1.61.

exprimă corelația dintre viteza de propagare a fisurii la oboseală doar în funcție de numărul cilurilor de solicitare și integrala-J ciclică  $\Delta J$  în domeniul frecvențelor înalte (peste 1Hz, conf. fig. 1.62.). Curba 1 din fig. 1.61. exprimă corelația dintre viteza dl/dN la fluaj static (R=1) și integrala de fluaj J (conf. fig. 1.63.).



**Fig. 1.62.:** Rezultatele experimentale **Fig. 1.63.:** Corelația între viteza propagării fisurii la oboseală (conf. fig. 1.61.) în funcție de integrala-J la temperatură înaltă pentru oțelul inox tip 316 și de de fluaj  $\Delta J_c$  sau de anvergura integralei-J de pendența de timp  $\Delta J_c$  sau de dependența de numărul de cilcuri  $\Delta J_f$  [46]. cilcuri  $\Delta J_f$  [40]: A – R=1 (fluaj static); 1-  $\sigma$ =196MPa; 650°C; 2-  $\sigma$ =167MPa; 650°C; B – R= -1 f=0,00167Hz; 3-  $\sigma$ =216MPa; 600°C; 4-  $\sigma$ =196MPa; 650°C; 5- $\sigma_{max}$ =177MPa; 650°C; 6-  $\sigma_{max}$ =167MPa; 650°C; C – R= -1; 600°C; 7-  $\sigma_{max}$ =206MPa; f=0,333Hz; D – R= -1; 650°C; 8-  $\sigma_{max}$ =206MPa; f=0,333Hz; 9-  $\sigma_{max}$ =167MPa; f=0,0833Hz; 10-  $\sigma_{max}$ =167MPa; f=0,333Hz; 11-  $\sigma_{max}$ =137MPa; f=0,333Hz; 12-  $\sigma_{max}$ =79MPa; f=1Hz.

Datele experimentale se dispun în mare parte între cele două drepte, deci ele caracterizează viteza de propagare a fisurii în condițiile aplicării comune fluaj-oboseală. Astfel se poate presupune că acestă viteză în condițiile acțiunii comune fluaj-oboseală se deplasează paralel de la dreapta de oboseală inferioară (2) (**fig. 1.61**.) până la dreapta superioară (1) corespunzătoare fluajului. Totuși anvergura integralei-*J* totale,  $\Delta J_T$  include componenta elasto-plastică (de oboseală)  $\Delta J_f$  și componenta de fluaj  $\Delta J_c$ . Componenta elasto-plastică este integrala-*J* ciclică determinată cu ajutorul ec. (1.10). Componenta de fluaj se determină prin integrala-*J* constantă de fluaj J în semiciclul de tracțiune prin introducerea multiplicării cu 1/2f, corespunzător duratei acestor semicicluri:

$$\Delta J_c = (1/2f) \cdot J \tag{1.15}$$

În continuare se prezintă metoda din [46] de împărțire și de evaluare a anvergurii integralei-J de oboseală (integrala-J ciclică)  $\Delta J_f$  și anvergura integralei-J de fluaj  $\Delta J_c$  pentru plăcile cu fisură centrală prin adoptarea buclei de histereză din diagrama sarcină-deschiderea fisurii centrale (*P*-V) similar celei arătate în fig. **1.63**. Schema ce corespunde ciclului de tensiune dreptunghiular se

prezintă în **fig. 1.64.b**. Prin creșterea tensiunii nu apare deformația de fluaj și anvergura  $\Delta J_f$  se poate determina cu ajutorul ec. (3.10) prin măsurarea ariei  $S_p$ , limitată de curba ABC.



Fig. 1.64.: Metoda de reprezentare a anvergurii integralei-J de oboseală  $\Delta J_f$  și a anvergurii integralei-J de fluaj  $\Delta J_c (\Delta J_f = \Delta K^2/E + S_p/B \cdot b)$  [46]: a- solicitare uzuală,  $\Delta J_c = [(\alpha - 1)(\alpha + 1)] \cdot (S_{cl} - S_{c2})/2B \cdot b$ ; b- ciclu de solicitare dreptunghic;  $\Delta J_c = [(\alpha - 1)(\alpha + 1)] \cdot (S_p/2B \cdot b)$ ; c- la R = -1;  $\Delta J_c = [(\alpha - 1)(\alpha + 1)] \cdot (S_{cp} - S_p)/2B \cdot b$ ; 1- deformație cu viteză înaltă ( $P \cdot V_p$ ).

În procesul de menținere la tensiunea maximă apare solicitarea de fluaj dependentă de timp, se produce deschiderea fisurii, exprimată de linia  $CD=V_c$ . Dacă se adoptă constana  $V_c$  atunci din ec. (1.7) rezultă:

$$\Delta J_c = [(\alpha - 1)/(\alpha + 1)] \cdot (\sigma_{net})_{max} \cdot V_c$$
(1.16)

Utilizând mărimea ariei  $S_c = P_{max} V_c$ , arătată în **fig. 1.64.b**. se poate exprima  $\Delta J_c$  ca:

$$\Delta J_{c} = [(\alpha - 1)/(\alpha + 1)] S_{c}/2B b$$
(1.17)

Această mărime are același sens ca și cel de la determinarea ec. (1.15); aceste mărimi sunt practic egale. Aproximativ la fel se împart mărimile  $\Delta J_f$  și  $\Delta J_c$  și pentru alte cicluri de tensiune sau de deformație, metoda de determinare a acestor mărimi se prezintă în **fig. 1.64.a**. și **fig. 1.64.c**. În **fig. 1.62**. se prezintă rezultatele din **fig. 1.61**. în funcție de metoda indicată de determinare a mărimii  $\Delta J_f$  și  $\Delta J_c$ . În **fig. 1.62**. datele notate prin  $\rho$  și caracterizează o viteză de propagare a fisurii aproape de două ori mai mare decât alte date. Astfel pentru analiza propagării fisurii se adoptă regula cumulării liniare a degradărilor:

$$dl/dN = (dl/dN)_{c} + (dl/dN)_{f}$$
(1.18)

În fig. 1.63. dependența vitezei de propagare a fisurii dl/dN în funcție de  $\Delta J_f$  se construiește prin completarea datelor experimentale prezentate în fig. 1.58. obținându-se astfel o corelație similară celei arătate în fig. 1.62. Se vede că la  $\Delta J$  identic (variația mărimii J pentru un ciclu) dependența de timp a solicitării (deci a fluajului) se exprimă printr-o viteză mai înaltă de propagare a fisurii, chiar dacă cauza acestui fenomen este încă neclară.

## 1.8.3. Oboseala oligociclică la temperatură înaltă.

## 1.8.3.1. Încercarea la oboseală.

Procedura standard de încercare la oboseală oligociclică este reglementată în ASTM E 606 [20] iar cea de încecare la propagarea fisurii la oboseală în ASTM E 647 [22]. Încercările de

propagare a fisurii la oboseală oligociclică, uzual se realizează în condițiile deformației alternante cu controlul deschiderii fisurii la temperatură constantă iar forma ciclului de deformație este triunghiulară. În **fig. 1.65**. se prezintă ciclurile de tensiune și de deformație adoptate, precum și schema buclei de histereză. La încercările de oboseală se determină pentru ciclul de solicitare impus durabilitatea la oboseală, care este denumită ca numărul de cicluri până la cedare  $N_f$ .



Fig. 1.65.: Ciclul de deformație triunghiular, ciclul de tensiune la oboseală oligociclică cu controlul deformației și forma buclei de histereză [17].



Fig. 1.66.: Influența temperaturii asupra durabilității la oboseală oligociclică la temperatură înaltă [47]: a-430°C, b- 650°C, c- 816°C; d- general pentru cele 3 mărci d o l; 1- ț l AISI304 2- --- A'SI 316 3oțel AISI 348. (sus) ↑



Fig. 1.67.: Compararea rezultatelor încercării la oboseală oligociclică la temperaturi ridicate a oțelului AISI 348 cu diferitele curbe obținute prin metoda Manson a pantelor generale și după regula de 10% [48]: 1durabiltatea maximă  $\Delta \varepsilon_t = C_1 \cdot N_f^{-0.12} + C_2 \cdot N_f^{-0.6}$ ; 2- durabilitatea medie  $\Delta \varepsilon_t = C_1 \cdot (5N_f)^{-0.12} + C_2 \cdot (5N_f)^{-0.6}$ ; 3durabilitatea minimă  $\Delta \varepsilon_t = C_1 \cdot (10N_f)^{-0.12} + C_2 \cdot (10N_f)^{-0.6}$ ;  $C_1 = 3, 5 \cdot \sigma_u / E$ ;  $C_2 = \varepsilon_f^{0.6}$ ; a)  $\dot{\varepsilon}_t = 0,004$  1/sec, 430°C; b)  $\dot{\varepsilon}_t = 0,004$  1/sec, 650°C; c)  $\dot{\varepsilon}_t = 0,0004$  1/sec, 650°C; d)  $\dot{\varepsilon}_t = 0,004$  1/sec, 816°C; e)  $\dot{\varepsilon}_t = 0,0004$  1/sec (sus) †

#### 1.8.3.2. Dependența de temperatură a durabilității la oboseală.

În **fig. 1.66**. se prezintă influența temperaturii asupra durabilității la oboseală oligociclică la temperatură îanltă a oțelurilor inox [47] în coordonate *amplitudinea deformației totale*  $\Delta \varepsilon_i$  și *durabilitatea la oboseală*  $N_5$ , (corespunzătoare reducerii cu 5% a tensiunii până la starea stabilă a buclei de histereză). S-a observat că dependența de temperatură a durabilității la oboseală pentru cele 3 mărci de oțel este aproape identică, scăderea durabilității la 650°C în raport cu cea de la 450°C și cea de la 816°C în raport cu cea de la 650°C fiind în intervalul 1/2...1/5.

În **fig. 1.67**. se prezintă dependența de temperatură a durabilității la oboseală a oțelului inox tip 348 [48]. Curba I caracterizează durabilitatea maximă, exprimată în coordonate  $\Delta \varepsilon_t - N_f$  calculată din ecuația Manson-Coffin, ajustată după metoda pantelor generale:

$$\Delta \varepsilon_{l} = (3, 5 \cdot \sigma_{f}/E) \cdot N_{f}^{-0.12} + \varepsilon_{f}^{0.6} \cdot N_{f}^{-0.6}$$
(1.19)

Curbele II și III ale acestei dependențe sunt obținute din ecuația ce utilizează  $5N_f$  și respectiv  $10N_f$  în locul lui  $N_f$  în ec. (1.19). În parte curba III corespunde la 1/10 din durabilitatea, calculată cu ec. (1.19). Deși prin creșterea temperaturii la oboseală la temperatură înaltă se produce reducerea durabilității și reducerea vitezei de deformație prin adoptarea regulei de 10% cu ec. (1.19) a durabilității la temperatura camerei se poate evalua durabilitatea minimă la temperaturi înalte (**fig. 1.67**) [48]. La 430°C rezistența la oboseală aproape că nu variază față de aceea de la temperatura camerei, deși la 816°C ea scade semnificativ.

## 1.8.3.3. Dependența durabilității la oboseală de viteza de deformație.

Din fig. 1.65. rezultă că pentru ciclul de deformație triunghiular corelația între viteza de deformație  $\dot{\varepsilon}$  și frecvența de solicitare *f* se exprimă prin:

$$\dot{\varepsilon}_{t} = 2f \cdot \Delta \varepsilon_{t} \tag{1.20}$$

Deci la amplitudine constantă a deformației totale există o dependență direct proporțională a vitezei de deformație de frecvența de solicitare. În **fig. 1.68**. se prezintă dependența durabilității la oboseală în funcție de viteza de deformare pentru otel inox [47].



Fig. 1.68.: Influența vitezei de deformație asupra durabilității la oboseală oligociclică la temperatură înaltă [47]: a- AISI 304, 650°C; b- AISI 304, 816°C; c- AISI 316 650°C; d) AISI 316, 816°C; e- AISI 348, 650\*C; f- AISI 348, 816°C; 1-  $\dot{\varepsilon}_1 = 0,004$  1/sec; 2-  $\dot{\varepsilon}_1 = 0,0004$  1/sec; 3-  $\dot{\varepsilon}_1 = 0,0004$  1/sec

Pe lângă metodele pantei generale și a regulei de 10% Coffin [49] a propus termenul de durabilitate la oboseală corectată după frecvența de solicitare astfel încât ecuația Manson-Coffin de forma:

$$\Delta \varepsilon_p \cdot N_f^{\ \beta} = C \tag{1.21}$$

unde:  $\beta$  și C sunt constante de material, este reprezentată sub forma:

$$\Delta \varepsilon_{p} \cdot (N_{f} f^{k-1})^{\beta} = C \tag{1.22}$$

În ec. (1.22) apare evaluarea influenței frecvenței de solicitare, prin mărimea corectată după frecvența de solicitare a durabilității  $N_{f'}f^{k-1}$ . Dacă constanta de material k=1 atunci rezistența la oboseală este independentă de frecvență, iar dacă k=0 rezultă  $N_{f'}f^{l} = t_{f}$ , deci oboseala depinde doar de durata acțiunii tensiunii.

În **fig. 1.69.** se prezintă rezultatele încercării pe oțelul inox tip 304 (conf. fig. 1.67.a. și fig. 1.67.b.) sub forma diagramei  $\Delta \varepsilon_p - N_f f^{k-1}$ . La 650°C constantele au următoarle valori: k=0,81;  $\beta$ =0,707; C=1,108, iar la 816°C: k=0,81;  $\beta$ =0,87; C=1,72.



Fig. 1.69.: Evaluarea influenței frecvenței de solicitare asupra oboselii oligociclice la temperatură înaltă pentru oțelul inox tip 304 prin corecția de frecvență a durabilității [49]: 1- aer 430°C; 2- aer 650°C; 3- aer 816°C; 4- vid la 816°C.



Fig. 1.70.: Rezultatele încercării la oboseală în funcție de corecția de frecvență a durabilității [48]: A-nichel; 1-24°C; 2-frecvențe diferite la 550°C; 3- f=5cicl/min la 550°C; B- țeavă din oțel Inconel la 816°C; 4- f=0,5 cicl/min; 5- f=0,1 cicl/min; 6- f=0,0333; 7- f=-0,01 cicl/min.

În **fig. 1.70.** se prezintă rezultatele încercării la oboseală oligociclică la temperatură înaltă pe nichel și pe aliaj de Inconel pentru țevi. Dacă reprezentarea se face după dependența corecției de frecvență a durabilității atunci datele se împart în două dependențe liniare, una independentă și cealaltă dependentă de frecvență. La temperaturi înalte prima dependență se observă la amplitudini ale deformației mari, iar cea de-a doua la cele mici.

#### 1.8.3.4. Influența mediului.

În fig. 1.71. se evidențiază influența mediului asupra durabilității la oboseală a oțelului A286 la oboseală oligociclică la temperatură înaltă (confruntate cu datele din fig. 1.48., care au relevat lipsa influenței vitezei de solicitare asupra durabilității). În fig. 1.72. se prezintă influența presiunii parțiale a hidrogenului asupra durabilității la oboseală în domeniul elasto-plastic a nichelului pur la frecvență de solicitare înaltă și amplitudine a deformației plastice joase. În fig. 1.72.b. se compară rezultatele încercărilor la diferite amplitudini ale deformației la 300 °C. Forma curbelor confirmă că nu se observă o variație semnificativă în funcție de amplitudinea deformației.





Fig. 1.71.: Influența atmosferei asupra durabilității la oboseală oligociclică la temperatură înaltă a oțelului A286 [49]: 1în aer 593°C; 2- în vid 593°C; 3- în aer la 20°C.

Fig. 1.72.: Influnța temperaturii (a) și a amplitudinii deformatiei (b) asupra durabilității la oboseală la îndoire pură a nichelului la diferite presiuni parțiale de hidrogen la f=5Hz [50]: 1- $\Delta \varepsilon_p$ =0,085% la 20°C; 2-  $\Delta \varepsilon_p$ =0,105% la 300°C; 3-  $\Delta \varepsilon_p$ =0,088% la 425°C; 4-  $\Delta \varepsilon_p$ =0,063% la 550°C; 5-  $\Delta \varepsilon_p$ =0,105%; 6-  $\Delta \varepsilon_p$ =0,170%

## 1.8.3.5. Influența menținerii la deformație constantă.

În **fig. 1.73.** se prezintă ciclul de deformație trapezoidal cu menținere constantă la deformația de tracțiune precum și forma buclei de histereză.



Fig. 1.73.: Ciclul de deformație și tensiune cu menținere la deformația de tracțiune constantă și bucla de histereză aferentă  $(t_h=timpul de menținere)$  [17].



Fig. 1.74.: Influența menținerii la deformație constantă asupra durabilității la oboseală oligociclică a oțelului inox tip 304 în aer la 650°C [51]: 1- tracțiune+compresiune; 2- doar tracțiune; 3- doar compresiune; 4- fără menținere la  $\dot{\varepsilon} = 0,004$  1/s; 5- idem la  $\dot{\varepsilon} = 0,004$  1/s.

La temperaturi înalte în procesul de menținere apare relaxarea tensiunilor la fluaj. Încercările la oboseală oligociclică la temperatură înaltă cu cicluri similare arată că aceasta se întâmplă adesea în condițiile de lucru a multor agregate la pornire-oprire-pornire, reprezentând un ciclu de solicitare. De asemenea în diferite componente ale instalațiilor adesea rolul principal îl joacă obosela termică la care se formează un ciclu similar prin variația ciclică a temperaturii.

Se remarcă faptul că în anumite cazuri menținerea la deformație constantă se produce la valorile extreme ale tensiunii de compresiune. În **fig. 1.74**. se prezintă dependența durabilității la oboseală oligociclică a oțelului inox tip 304 în funcție de durata de menținere. Din datele prezentate rezultă că în cazul menținerii la compresiune sau la tracțiune-compresiune spre deosebire de menținerea doar la tracțiune aproape că nu se produce o scădere a durabilității. Prin mărirea duratei de menținere la tracțiune se produce scăderea durabilității în graficul dublu logaritmic. Gradul de reducere a durabilității se reduce dacă menținerea este de peste 30 min., iar la amplitudini ale deformației mici gradul de reducere a durabilității este mai mare.



Fig. 1.76.: Influența duratei de menținere  $t_h$  la deformație constantă ( $\Delta \varepsilon_p = 1\%$ ) și a plasticității la fluaj ( $\delta_p = 0.5\%$ ) asupra durabilității la oboseală oligociclică a oțelului 1Cr1Mo0,25V la 538°C [52].

În **fig. 1.75**. se prezintă curbele rezistenței de durată ale oțelului 1Cr1Mo0,25V și curbele alungirii la rupere A<sub>5</sub>. Oțelul a fost suspus tratamentelor termice după 2 regimuri: oțelul HD după TT uzual (normalizare, recoacere) a avut plasticitate înaltă; oțelul LD după menținere la o temperatură de prelucrare înaltă în soluție solidă a avut plasticitate joasă. Pentru oțelul LD cu plasticitate joasă se obține rezistență de durată mai înaltă. Rezultatele încercărilor la oboseală oligociclică la temperatură înaltă a oțelului tratat după ambele regimuri se prezintă în **fig. 1.76**.; la oțelul HD cu plasticitate înaltă prin creșterea duratei de menținere se reduce durabilitatea mai lent.

În **fig. 1.77.** se prezintă generalizarea rezultatelor experimentale, care evidențiază influența menținerii la deformație constantă asupra durabilității oțelurilor CrMo și CrMoV. Spre deosebire de rezultatele încercărilor pe oțel inox austenitic (conf. **fig. 1.74**.) curbele au formă bombată; prin mărirea duratei de menținere se accelerează reducerea durabilității la oboseală.

In **fig. 1.78**. se prezintă rezultatele creșterii fisurii la menținere la deformație constantă a aliajului Hastelloy X. Frecvența de solicitare în ciclul continu (fără menținere) este de f=0,1 cicl/min și se observă dependența de durata de solicitare la propagarea fisurii. Rezultatele prezentate se pot interpreta prin aceea că menținerea conduce la creșterea deformației la fluaj.

Curba cu linie în trepte reprezintă curba de propagare a fisurii la fluaj, calculată cu ajutorul tensiunilor de relaxare.



Fig. 1.77.: Durabilitatea la oboseală oligociclică la temperatură inaltă a unor oțeluri la deformație constantă [52]: 1- 2,25Cr1Mo la 593°C  $\Delta \varepsilon_p = 1\%$ ; 2- CrMoV la 565°C,  $\Delta \varepsilon_p = 1\%$ ; 3- CrMoV(HD) la 538°C,  $\Delta \varepsilon_p = 1\%$ ; 4- CrMoV(LD) la 538°C,  $\Delta \varepsilon_p = 1\%$ ;5- CrMoV(A) la 550°C,  $\Delta \varepsilon_p = 1,42\%$ ; 6- CrMoV(B) la 550°C,  $\Delta \varepsilon_p = 1,42\%$ .  $t_h = durata de menținere$ 



#### 1.8.3.6. Cicluri de deformație în dinți de fierăstrău.

Uzual la menținerea în semiciclul de tracțiune la încercările de oboseală cu menținere la deformație constantă se observă reducerea durabilității, în timp ce menținerea la compresiune nu. ceea ce înseamnă că ciclul de deformație asimetric produce o degradare mai mare decât ciclul simetric, iar asimetria este diferită dacă este la tracțiune sau la compresiune. Cu excepția ciclului trapez această presupunere se confirmă la ciclurile în dinți de fierăstrău, precum se arată în **fig. 1.79**. Dacă într-un ciclu de deformație în dinți de fierăstrău viteza de deformație la tracțiune este mai mică decât cea de la compresiune ciclul este numit *lent-rapid*, iar în caz contrar *rapid-lent*. În **fig. 1.80**. se prezintă rezultatele experimentale pe oțelul cu puțin carbon S15C și inox tip SUS304. La încercările oțelului S15C se relevă variația rapidă a pantei dreptelor în domeniul deformațiilor foarte mici, precum și faptul că la ciclul lent-rapid se observă durabilități mai reduse.



Fig. 1.79.: Ciclu de deformare în dinți de fierăstrău pentru încercările de oboseală oligociclică și buclele de histereză aferente [17]: a- $\dot{\varepsilon}_{i}/|\dot{\varepsilon}_{c}|=1$  rapid-rapid și lent-lent; b- $\dot{\varepsilon}_{i}/|\dot{\varepsilon}_{c}|<1$  lent-rapid; c- $\dot{\varepsilon}_{i}/|\dot{\varepsilon}_{c}|>1$  rapid-lent.

Fig. 1.80.: Rezultatele încercărilor la oboseală oligociclică cu ciclu de deformație în dinți de fierăstrău [53]: a- S15C, f=1 cicl/min; b- SUS 304, 700°C, f=1 cicl/min; 1- $\dot{\varepsilon} \sqrt{|\dot{\varepsilon}_{c}|}$ =1; 2- 1/9; 3- 1/19; 4- 9; 5- 19.

La încercările cu ciclu lent-rapid în epruvete se observă un număr mai mare de fisuri, produse prin formarea golurilor și fisurilor de tip pană la limitele de grăunte. La încercările rapid-lent apar pe suprafața epruvetei fisuri ascuțite care se propagă transcristalin [53]. La ciclul de solicitare simetric rapid-rapid se produce ruperea transcristalină cu striații tipice de oboseală. La încercările cu ciclu lent-lent în suprafața de rupere se observă adesea fațete la limitele de grăunte cu aspect similar celui de la fluaj. În **fig. 1.21**. se prezintă microstructuri la solicitarea în dinți de fierăstrău, caracterizate de cumularea alunecării la limitele de grăunți.

## 1.8.3.7. Metoda separări amplitudinii deformației.

Pentru cercetarea corespondenței ciclului real de solicitare trapezoidal cu menținere la deformație constantă și a ciclului de solicitare în dinți de fierăstrău la NASA [54] s-a adoptat metoda separării amplitudinii deformației, care are următoarele caracteristici:

• Deformațiile neelastice la temperatură înaltă se împart în deformații plastice și în deformații de fluaj. Se consideră că deformațiile plastice se produc în principal prin alunecări în grăunți și sunt independente de timp;



**Fig. 1.81.:** Principalele bucle de histereă (a-d) obținute prin metoda separării amplitudinii deformației și diagramele tipice de îcnercare la oboseală pentru oțelul 316 (e-h),  $\Delta \varepsilon_{ij} - N_{ij}$  (i, j = p, c) [54]: 1- plastică; 2- de oboseală; 3- de fluaj.

• Aspectul ruperii la deformațiile ciclice se împarte în transcristalin și intercristalin prin aceasta diferențiindu-se și durabiltățile de oboseală. La solicitările ciclice ce dezvoltă deformații plastice *bucla de histereză tensiune-deformație* este conf. **fig. 1.81.a.** La solicitările ciclice ce produc deformații de fluaj bucla de histereză corespunde conf. **fig. 1.81.b.** Fiecare din diagramele indicate ale durabilităților de oboseală corespund dependențelor  $\Delta \varepsilon_{pp} - N_{pp}$  și  $\Delta \varepsilon_{cc} - N_{cc}$  (**fig. 1.81.c.** și **d.**);

• Corelația  $\Delta \varepsilon_{pp} - N_{pp}$  se obține ca rezultat al încercării la oboseală cu cicluri de solicitare rapidrapid cu frecvență înaltă la care în procesul de deformație ciclică nu se produce fluaj. Această corelație este descrisă de ecuația Manson-Coffin:

$$\Delta \varepsilon_{pp} \cdot N_{pp}^{\ \beta} pp = C_{pp} \tag{1.23}$$

Ec. (1.23) caracterizează oboseala ce depinde de numărul ciclurilor de solicitare și corespunde comportării fisurii de oboseală a cărei trăsătură caracteristică este exprimată de corelația dl/dN - $\Delta J_{ij}$ 

• Corelația  $\Delta \varepsilon_{cc} - N_{cc}$  se obține ca rezultat al încercării cu ciclu de solicitare lent-lent cu o anumită frecvență de solicitare redusă astfel încât în procesul de deformație ciclică să nu apară deformații plastice. Această corelație se poate exprima și ea prin ecuația Manson-Coffin de forma:

$$\Delta \varepsilon_{cc} \cdot N_{cc}^{\ \beta} cc = C_{cc} \tag{1.24}$$

Panta dreptei ce descrie această ecuatie corespunde ec. (1.23), deci durabilitatea la oboseală  $N_{cc}$  este mai mică decât  $N_{pp}$ . Caracteristicile de oboseală și de propagare a fisurii sunt dependente de durata de solicitare.

• În afara celor două forme de deformație ciclică indicate se pot examina încă două forme tipice. Aceasta este evidențiată de asimetria ciclului de deformație prin faptul că deformația în direcția tracțiunii este plastică iar deformația în direcția compresiunii este de fluaj. Schema buclei de histereză la această solicitare se arată în **fig. 1.81.c.** Dacă se acceptă că amplitudinea deformației neelastice din această buclă este egală cu  $\Delta \varepsilon_{pc}$  atunci corelația între ea și durabilitatea la oboseală  $N_{pc}$  (**fig. 1.81.f**.) este exprimată de ecuația:

$$\Delta \varepsilon_{pc} \cdot N_{pc}^{\ \ p} c = C_{pc} \tag{1.25}$$

Durabilitatea la oboseală  $N_{pc}$  este mai mică decât  $N_{pp}$ , dar ceva mai mare decât  $N_{cc}$ . Corelația indicată aproape că coincide cu cea obținută la ciclul de solicitare rapid-rapid. Durabilitatea depinde de forma deformației, de direcția și mărimea deformațiilor apărute, determinate de temperatură.

• În al doilea rând este posibil cazul când în direcția tracțiunii apare deformația de fluaj iar în cea de compresiune deformații plastice. Corespunzător este bucla de histereză arătată în fig. 1.81.d. iar în fig. 1.81.h. se prezintă corelația  $\Delta \varepsilon_{cp}$ - $N_{cp}$ , descrisă de ecuația:

$$\Delta \varepsilon_{cp} \cdot N_{cp} = C_{cp} \tag{1.26}$$

după rezultatele încercărilor obținute prin variația în două trepte a temperaturii (temperatură înaltă la tracțiune și temperatură joasă la compresiune). Din datele prezentate rezultă că influența ciclului de temperatură este destul de mică. Durabilitatea la oboseală  $N_{cp}$  este inferioară celorlalte trei cazuri. În majoritate ea apare la ciclul de solicitare lent-rapid în dinți de fierăstrău și la ciclul de solicitare cu menținere la deformația de tracțiune constantă.

În **fig. 1.82**. se prezintă rezultatele încercărilor ce caracterizează rezultatele descrise de ecuațiile (1.23)...(1.26) pentru oțelul inox tip 304. Aceste date corespund bine cu cele prezentate în **fig.** 

**1.81.** Totuși la încercările în vid nu s-a observat diferența rezultatelor în ciclurile pc și cp iar în ciclurile *pp* și *cc* se obțin durabilități mai mari.





separării amplitudinii deformației la încercările în aer deformației la solicitarea lent-lent și lent-rapid. (A) și în vid (B) a oțelulului inox tip 304 [17].

Fig. 1.82.: Influența temperaturii, atmosferei și a Fig. 1.83.: Metoda introducerii semiciclului de îmbătrânirii în corelatia  $\Delta \varepsilon_{ij}$ - $N_{ij}$  obținută prin metoda deformație rapid și a metodei separării amplitudinii

În fig. 1.82. se prezintă rezultatele încercărilor ce caracterizează rezultatele descrise de ecuațiile (1.23)...(1.26) pentru otelul inox tip 304. Aceste date corespund bine cu cele prezentate în fig. **1.81**. Totuși la încercările în vid nu s-a observat diferența rezultatelor în ciclurile pc și cp iar în ciclurile *pp* și *cc* se obțin durabilități mai mari.

Cel de-al patrulea tip de corelație (pp, cc, pc și cp) se obține la cicluri de solicitare triunghiular (rapid-rapid și lent lent) și în dinți de fierăstrău (rapid-lent și lent-rapid). Totuși cu excepția ciclului rapid-rapid ce caracterizează corelația  $\Delta \varepsilon_{pp}$ - $N_{pp}$  la celelalte trei cicluri de solicitare în bucla de histereză deformația neelastică include și mărimea  $\Delta \varepsilon_{pp}$ . Pentru separarea acestei mărimi de  $\Delta \varepsilon_{co}$   $\Delta \varepsilon_{pc}$  și  $\Delta \varepsilon_{cp}$  se adoptă metoda prezentată în fig. 1.83. Se introduce semiciclul rapid de deformație și se determină amplitudinea independent de durata deformației plastice  $\Delta \varepsilon_{pp}$  în raport cu amplitudinea tensiunii. Această metodă este numită ca metoda separării amplitudinii deformației. Prin separare se determină mărimea amplitudinii  $\Delta \varepsilon_{pp}$  după ec. (1.23), iar durabilitatea la oboseală  $N_{pp}$  se cunoaște. Se remarcă faptul că dacă durabilitatea la oboseală pentru ciclul real de solicitare pentru care  $\Delta \varepsilon_{in} = \Delta \varepsilon_{pp} + \Delta \varepsilon_{ij}$  este egală cu  $N_f$  atunci durabilitatea la oboseală  $N_{ij}$  legată de  $\Delta \varepsilon_{ij}$  se determină după regula însumării liniare a degradărilor:

$$1/N_f = 1/N_{pp} + 1/N_{ij} \cdot (1/N_{cc} + 1/N_{cp} \operatorname{sau} 1/N_{pc})$$
(1.27)

Mărimile  $\Delta \varepsilon_{ij}$  și  $N_{ij}$  (*i*, *j* = *p*, *c*) astfel determinate sunt reprezentate grafic în **fig. 1.82**. Metoda de mai sus a separării amplitudinii deformației este propusă pentru determinarea durabilității la oboseală pentru ciclul de solicitare arbitrar pe baza ec. (1.27), utilizând ca date de bază rezultatele experimentale, similar cu fig. 1.81. Se remarcă faptul că metoda separării amplitudinii deformației este o metodă de cercetare eficientă astfel încât în comparație cu

metodele de predicție a durabilității la oboseală stabilește mai corect corelația ruperii la oboseală cu particularitățile caracteristice ale oboselii oligociclice la temperatură înaltă, oferă posibilitatea examinării influenței atmosferei asupra rezistenței materialelor și s-a adoptat pentru elaborarea de noi materiale [53].

## 1.8.3.8. Aspecte ale inițierii fisurii și a degradării la acțiunea fluaj-oboseală.

La încercarea de oboseală oligociclică cu deformație controlată cu menținere (oboseală-fluaj) pentru inițierea fisurii este decisivă influența reciprocă a fluajului și oboselii (interacțiunea fluaj-oboseală). Se cunoaște că degradarea de fluaj se produce prin formarea porilor la limitele grăunților iar cea de oboseală prin deformarea grăunților, respectiv datorită benzilor de alunecare persistente [55].

Procesul de fluaj dezvoltat se explică în special prin reprezentarea a teoriilor de fluaj: • *deplasarea dislocațiilor*: • *deplasarea la limitele de grănute*; • *deplasarea prin difuzie*. Deformația de fluaj de regulă se compune de regulă prin toate cele trei tipuri de deplasări. Mișcarea (deplasarea) dominantă este dependentă de factorii de temperatură și de tensiune. Deplasarea dislocațiilor aparține deplasării prin alunecare și cățărării dislocațiilor. Posibilitatea deforării plastice la temperaturi înalte fără mișcarea dislocațiilor este descrisă în [56,57]. Fluajul Nabarro-Herring (fluajul prin difuzie) cere un fluaj prin transport de material datorat difuziei în volum. În contrast în [58] se consideră teoria fluxului de difuzie de-a lungul limitelor de grăunte; prin aceasta se poate obține alunecarea la limitele de grăunte, ce se produce printr-o anumită difuzie la limitele de grăunte. Alunecarea pură la limitele grăunților [59] reprezintă un caz extrem și este uzual datorată unei deformații a grăunților.

Producerea microfisurilor este atribuită distrugerii coerenței structurii prin alunecarea la limitele de grăunți. Tensiunea de tracțiune și încovoiere care apare astfel conduce de asemenea la fisurare la limitele grăunților [60,61]. Tensiunile de tracțiune în punctele triple duc de asemenea la amorse de fisură. Ca urmare formarea cavităților se bazează pe împiedicarea alunecării, de ex. printr-o particulă sau treaptă, care nu se poate forfeca. În plus se poate spune că tensiunea în creștere nu se poate relaxa prin formarea rețelelor de dislocații sau printr-un flux de difuzie, și atunci apare o amorsă de fisură. Astfel tensiunile necesare sunt mult mai mici decât la formarea fisurii la fluaj descrisă mai sus. În lucrarea [62] creșterea unui por preexistent este determinată de condensadrea golurilor. O legătură între alungirea la fluaj și numărul, respectiv creșterea cavităților s-a determinat deja în [63]. În [64] se prezintă formarea amorselor de fisură la încercările de oboseală, respectiv la oboseală-fluaj (cu durate de menținere la tracțiune) la un oțel austenitic respectiv un oțel 1%CrMoV. În **fig 1.84.** se prezintă aspectul schematic al formărei al formărei al fluaj cedarea de oboseală, respectiv la cedarea de oboseală, respectiv la cedarea de oboseală.

încercările fără menținere rezultă o creștere pur transcristalină a fisurilor, care pornește de la suprafață. La încercările cu menținere la tracțiune apar amorse transcristaline ale fisurilor de oboseală la suprafață, existând diferențe între oțelurile austenitice și feritice.

La oțelurile austenitice creșterea în continuare a fisurii pornește de la o amorsă de fisură de oboseală și apoi trece printre limitele de grăunți slăbite prin fluaj, datorită formării porilor. Acest lucru conduce la o scădere a duratei de viață. În acest caz mecanismul de degradare dominant este prin oboseală, cu o interacțiune puternică a mecanismelor de oboseală și fluaj. Altfel se comportă oțelul 1%CrMoV (bainitic) care nu este atât de rezistent la fluaj. Datorită precipitării sale la limitele de grăunte acest oțel este susceptibil la formarea porilor la fluaj la limitele de grăunte. Aici domină cedarea prin fluaj, adică prin formarea amorselor intercristaline de fisură.

În [65] s-a analizat oțelul austenitic AISI 316 cu viteză diferită a alungirii la 625°C în aer și în argon. S-a constatat că la încercările în aer s-au găsit întotdeauna o mulțime de amorse de fisură, pe când în probele încercate în argon au existat mai puține amorse de fisură. La deformații mari se produce o structură de tip *celuar* cu dislocații dense în 4 colțuri, pe când la deformațiile reduse se produce un fel de rețea deschisă de dislocații elicoidale, asemănătoare cu imaginea probelor la tensiuni ridicate de lungă durată.



•

Fig. 1.84.: Mecanismele de cedare, conf. Miller [64].



Fig. 1.85.: Mecanismele de cedare, conf. Ashby [66].

O clasificare a mecanismelor fisurării se prezintă în **fig. 1.85.**, conf. [66]. De interes sunt mecanismele cedării la temperaturi mai ridicate, unde se disting trei mecanisme diferite:

• ruperea de fluaj intercristalină prin formarea porilor la limita grăunților;

• creșterea porilor (transcristalină și intercristalină);

• ruperea prin restaurare dinamică, respectiv recristalizare.

La tensiuni reduse și durate mai mari se observă o trecere de la ruperea transcristalină la cea intercristralină. Mecanismele de oboseală cu fluaj, care s-au prezentat [67], stau la baza metodei divizării anvergurii deformației.



Fig. 1.86.: Mecanismele de cedare, conf. Mason [67].

În fig. 1.86. se prezintă desfășurarea degradării în timpul unui ciclu cp (creep-plastic=fluajoboseală). În timpul fazei de tracțiune la fluaj QR, alunecarea limitelor de grăunți produce

formarea porilor. În timpul fazei de compresiune plastică rezultă o "curgere" a materialului prin formarea benzilor de alunecare în grăunți. Porii formați în timpul fazei de fluaj nu sunt comprimați complet în faza de compresiune. Atât banda de alunecare cât și limitele de grăunte formează o treaptă la suprafața probei.



Fig. 1.88.: Reprezentarea principiului calculului anvergurii deformației (conversiei anvergurii deformației), conf. Manson [73].

În [67] se analizează procesul de *"ratcheting=clichetarea*" din timpul fazei de fluaj la tracțiune, respectiv în timpul fazei de deformație platică la copresiune. În **fig. 1.87.** se prezintă o privire de ansamblu completă despre pocesele microstructurale în timpul ciclurilor *SRP* (*strain range partitioning*). La cilul *pc* este exclusă formarea porilor în faza de fluaj la compresiune, iar la ciclul *cc* apar doar puțini pori, pentru că faza de fluaj la compresiune are un efect "vindecător".

Interschimbabilitatea diferitor cicluri în comportarea lor la degradare s-a analizat cu ajutorul calculului prealabil a duratei de viață pentru cazul în care o probă s-a solicitat în blocuri cu succesiune de cicluri. Calculul se face în baza principiului *separării anvergurii deformației*, pentru care urmează de exemplu efectul unui ciclu *pc* după un ciclu *cp*, care a fost egalat cu suma unui ciclu cc și a unui ciclu *pp*, conf. **fig. 1.88**.

Pe baza rezultatelor încercărilor s-a concluzionat că materialul are o "*memorie*" pentru solicitările aplicate anterior prin alte cicluri. Deși abateri în predicția duratei de viață (supraevaluare de aprox. 20%, respectiv subevaluare de aprox. 50%) apar la încercările relativ scurte ( $N_{f max}$ =1.096), rezultatele constituie un indiciu în evaluarea valabilității ipotezelor de

degradare propuse în diferitele cicluri. S-a concluzionat că degradările pot reveni într-o anumită măsură printr-o anumită solicitare ulterioară. Punctele de pornire pentru formarea fisurilor de oboseală reprezintă [68] un relief de suprafață care se realizează prin formarea benzilor de alunecare (persistente). Formarea fisurilor poate să înceapă atât la limita grăunților cât și de la incluziuni nemetalice. În [68] se asociază celor trei faze de fluaj mecanismele de formare a fisurilor. Producerea porilor la limitele de grăunte se asociază preferențial domeniului II (fluajul secundar), la începutul domeniului II se produce o coagulare, astfel încât lungimea fisurilor poate să atingă ordinul de mărime a unei limite de grăunte.

Fisurile de tip pană la punctele triple ale grăunților se produc la trecerea dintre domeniul I și II. În [69] se prezintă pe baza alunecării grăunților (*degradarea prin fluaj*) și a deformației grăunților (*deformația la oboseală*) modelul de producere a fisurilor la oboseală cu fluaj. Pe baza încercărilor s-au putut face observații privind producerea fisurilor, respectiv a interacțiunii oboseală-fluaj asupra cedării epruvetei. Aceste informații rezumate pe scurt indică următoarele:

 încercări cu durată de menținere unilaterală. Degradarea la fluaj prin formarea porilor, apare la durate de menținere la tracțiune excesive la anverguri ale deformației la tracțiune reduse. Duratele de menținere simetrice, respectiv durate de menținere excesive la compresiune prezintă la analiza metalografică o imagine diferită a degradării;

2) încercări in mediu de gaz protector. Cu creșterea duratei de funcționare, respectiv la anverguri ale deformației reduse se pot constata tot mai mult fracțiuni intercristaline ale fisurilor. La încercările cu durate de menținere s-a observat o inițiere intercristalină a fisurilor. O creștere a duratei de viață depinde de timp, respectiv de amplitudinea deformației la tracțiune.

3) incercări pe suprafață sablată cu alice. În domeniul durabilităților mici durata de viață a crescut pe epruvetele sablate. Pe baza analizelor metaografice s-a constatat că suprafața durificată produce țunder, dar datorită tensiunilor interne existente acesta se "desprinde" de la suprafață și începe să fisureze. În punctele amorselor de fisurare apare formarea fisurilor în materialul neoxidat. S-a constatat că atacul oxidant s-a produs preferențial în domeniile moi ale grăunților, precum în componentele cu structură feritică, respectiv de-a lungul limitelor grăunților. A rezultat o adâncitură, care a inițiat o amorsă de fisură;

4) *incercări de lungă durată pe epruvete recoapte*. Precipitările puternice la limitele grăunților, respectiv precipitările din gărunți determină orientarea fisurii;

5) analize metalografice la probe de tracțiune alternantă de lungă durată cu durate de menținere simetrică prezintă preponderent o orientare transcristalină a fisurii. Parțial s-au observat izolat preicpitări intercristaline, respectiv formarea unor pori. Pe o probă de lungă durată s-a constatat formarea intrecristalină a fisurilor în afara domeniului gâtuirii de la suprafață, combinat cu un atac prin oxidare;

6) în probele de lungă durată, respectiv probe cu solicitare alternantă, rupte cu durate de mențiere simetrică s-au găsit precipitări intercristaline. Acestea nu s-au putut percepe cu MO (microscopul optic);

7) încercări de tractiune observate la SEM pe probe solicitate alternant de lungă durată au arătat că degradările la limite grăunților se dezvoltă la solicitarea de tracțiune, dar nu afectează semnificativ ductilitatea materialului. Aceste rezultate se pot cupla cu ipoteza că viteza de deformație este atât de mare încât în timpul alternanțelor se produce doar degradarea de oboseală, având următoarea desfășurare a degradării:

7.1.) încercări la temperatura camerei. Prin oboseală se produce o amorsă transcristalină a fisurii pornind de la suprafață. Deci starea limită constă din: a) nu există slăbiri ale limitelor de grăunte sub formă de precipitări microscopice, care să mărească concentrarea tensiunilor, respectiv depuneri care să reducă rezistența limitelor de grăunți, precum filmele de fosfor sau sulf.; b) Nu există precipitări, respectiv incluziuni grosiere care să mărească concentrarea tensinilor în grăunți; c) nu există defecte precum retasuri sau formarea fisurilor cu întindere mai mare în matrice; d) nu există rugozitate de suprafață care să acționează ca încrestare locală.





 $N_A = 64.000$  cicl;  $\dot{\varepsilon} = 6\% / \text{min}$ ; 530°C; gaz protector; Otelul 28CrMoNiV 49.

Fig. 1.89.a.:  $2\varepsilon_{at} = 0.28\%$ ;  $t_{mentr} = t_{mencomp} = 0$  min; Fig. 1.89.b.:  $2\varepsilon_{at} = 0.9\%$ ;  $t_{mentr} = t_{mencomp} = 0$  min;  $N_A = 0.00\%$ ;  $t_{mentr} = t_{mencomp} = 0$  min;  $N_A = 0.00\%$ ;  $t_{mentr} = 0.00\%$ ;  $t_{metr} = 0.$ 625 cicl;  $\dot{\varepsilon} = 6\% / \text{min}$ ; 530°C; gaz protector; Otelul 13CrMo44.

Fig. 1.89.: Formarea fisurii la nivel microscopic la solicitarea de oboseală LCF la 20°C [69].

In fig. 1.89. se prezită schematic acestă formare de amorsă de fisură. După ce fisura s-a ințiat de-a lungul unei benzi de clunecare la 45° față de axa probei, creșterea este determinată de câmpul de tensiuni de la vârful fisurii. Extinderea în contiunare se produce la 90° față de direcția solicitării. În general se constată mai puține amorse de fisură, chiar a unei amorse dominante de fisură principală. În contiunare se presupune că generarea fisurilor are loc de la suprafață.

## 7.2.) Încercări la temperaturi în domeniul de fluaj.

## 7.2.1.) Solicitare alternantă pură.

7.2.1.1) Încercarea în aer. Suplimentar față de fenomenele descrise se adaugă (reducând durata de viață) și rezistența la modificarea formei, care se reduce cu creșterea temperaturii. Treptele de alunecare produse prin alunecare și care ies la suprafață sunt oxidate și prin aceasta este slăbită aderența lor. Atacul oxidant se intensifică local și depășește influența rugozității de suprafață. Limitele grăunților sunt puncte de pornire pentru oxidare. Prin aceasta nu rezultă diferențe principiale în procesul de degradare, precum se prezintă schematic în **fig. 1.90.** și **fig. 1.91.**, însă este de asteptat să slăbească influența stării limită;

7.2.2. Încercări de oboseală alternantă cu durată de menținere.

7.2.2.1. Încercări în aer. La încercările cu durate de menținere apare o fază de fluaj, în care componentele variației elastice ale alungirii sunt transformate în deformații plastice. Suplimentar față de deformarea plastică a grăunților, respectiv față de formarea benzilor de alunecare se adaugă o degradare de alunecare la limitele grăunților. Aceasta înseamnă că la suprafața epruvetei nu ies numai treptele de alunecare, ci și domeniul limitelor de grăunți, precum se vede în **fig. 1.91**.



1. Curgerea 'a ' enzi'e de alunecare la suprafa a liberă.

2. Blocarea mişcării benzilor de alunecare în matrice. Formarea benzii de alunecare înclinate față de planul cristalografic, respectiv față de sensul cristalelor din epruvetă.

3. Pentru obținerea cu succes a unei imagini macroscopice a fisurii este necesar ca:

• avansul fisurii = f(intensitatea tensiunii, starea de tensiune, sensibilitatea la încrestare a oțelului) la vârful fisurii.

1. Concentrarea tensiunii la locul defectului face posibilă inițierea fisurii.

2. Slăbirea limitelor de grăunte cu inițierea fisurilor.

Fig. 1.90.: Formarea fisurii la nivel microscopic la oboseală oligociclică în domeniul de fluaj [69].



Legenda ste identică cu cea pentru inișierea fisurii de oboseală la temperatura camerei. Suplimentar apare atacul prin oxidare la benzile de alunecare, respectiv la limitele grăunților.



Fig. 1.91.: Formarea fisurii la nivel microscopie la oboseală oligociclică în domeniul de fluaj, de scurtă durată [67].

Fig. 1.92.: Formarea fisurii la nivel microscopic la oboseală oligociclică în domeniul de fluaj, de lungă durată [67].

Pentru formarea unei amorse de fisură intercristalină prin degradare de fluaj sau a unei amorse de fisură transcristalină de oboseală este decisivă starea structurii, adică rezistența limitelor de grăunți, respectiv rezistența matricii. Un rol hotărâtor pentru cedare îl joacă nivelul ordinului de mărime la care se află degradarea de oboseală și degradarea de fuaj. Acesta se poate comanda pe de o parte prin mărimea anvergurii deformației plastice, pe de altă parte prin forma buclei de histereză, adică tipul timpului de menținere (compresiune, tracțiune).

La o durată de mențiere exclusivă fazele de tracțiune la fluaj sunt întrerupte doar de fazele de compresiune reduse la fluaj. O comparație cu alternanța simetrică de aceeași durată a ciclului arată că deși există aceeași amplitudine a deformației grăuntelui, cota temporală la tracțiune a ciclului de solicitare este mai mare. De aceea este de așteptat să apară o degradare de fluaj mai puternică. Formarea fisurii în sine are loc pentru oboseală și fluaj separat în domenii diferite.

La amplitudini mari ale deformației și durate scurte de încercare, abia apare o inițiere a amorsei fisurii de oboseală. Limitele grăunților prezintă parțial degradări de fluaj, care însă nu au efect. Reducerea numărului de cicluri de solicitare față de încercările fără durată de menținere se explică preponderent prin anvergura deformației plastice mai mare, datorită relaxării tensiunii pe durata de mențiere și parțial prin efectul oxidării la inițierea amorsei fisurii.

Aceste procese sunt prezentate schematic în **fig. 1.92**. La anverguri ale deformației mai mici și durate mari, apare mecanismul de degradare dependent de timp (fluajul) în prim plan, adică formarea amorsei fisurii prin degradarea intercristalină în timp înaintea formării amorsei fisurii transcristaline, de-a lungul benzilor de aluencare. Acest mecanism este favorizat de atacul oxidant la limitele de grăunte.

În **fig. 1.93.** se prezintă schematic modul prin care se realizează o creștere preponderent intercristalină a fisurii. La o desfășurare a degradării de acest tip influența oxidării limitelor de grăunte la suprafața probei este mare (nu există durată de menținere la compresiune). Pe baza acestui model degradare vedem că materialele mai puțin rezistente la fluaj, respectiv materialele cu limite de grăunți slăbite (precipitări) prezintă o durată de viață mai scurtă la încercări cu durată exclusivă de menținere la tracțiune, decât dacă sunt supuse la încercări cu durată simetrică de menținere, respectiv durată de menținere la compresiune.

Fazele duratei de menținere la compresiune determină conform [67] doar o degradare redusă datorită formării porilor. Parțial se vorbește chiar de un efect de "*vindecare*". Dacă pornim de la faptul că în faza de fluaj la compresiune se formează doar puțini pori, apare totuși o degradare redusă comparativ cu cea din timpul fazei de tracțiune, iar inițierea amorselor de fisură se produce precum se arată in continuare.



oboseală oligociclică în domeniul de fluaj, la lungă durată. Rezistența la oboseală este mai mică decât cea de la fluaj [67].

Fig. 1.93.: Formarea fisurii la nivel microscopic la Fig. 1.94.: Reprezentarea schematică a degradării la fluaj, respectiv la oboseală în funcție de durată și de amplitudinea deformației totale la încercarea otelurilor la oboseală oligociclică cu deformație controlată [67].

În rezumat se poate concluziona care sunt motivele pentru reducerea duratei de viață cu durată de menținere în comparație cu încercările de oboseală pură astfel:

• Creșterea anvergurii defomației plastice prin relaxare. Degradare mai mare prin oxidarea dependentă de timp (atac la limitele de grăunte, efectul încrestării);

• Favorizarea producerii fisurii prin alunecarea limitelor de grăunți (degradarea de fluaj) în interior, precum și prin ieșirea reliefului limitelor de grăunți prin procese de alunecare la suprafață;

• Accelerarea propagării fisurii prin limitele de grăunte, degradate la fluaj.

În fig. 1.94. se încearcă reprezentarea acestei corelații în funcție de timp, respectiv de anvergura deformației. Degradarea este împărțită în două domeii care sunt determinate pe de-o parte prin rezistența la oboseală și pe de alta prin rezistența la fluaj. Limita de formare a amorsei fisurii este caracterizată de rezistența la deformații alternante. La amplitudini ale deformației mari rezistența la oboseală devine limita decisivă, iar la anverguri mici de deformație în combinație cu durate de menținere este determinantă rezistența la fluaj. Printr-un efect combinat al ambelor tipuri de degradare, conf fig. 1.92. și fig. 1.93. apare o reducere suplimentară a limitei până la formarea amorsei de fisură.

7.2.2.2. Încercări în gaz protector, respectiv fără oxidare. Încercările efectuate în mediu de gaz protector și cu durată de menținere au prezentat un aspect transcristalin al fisurii (anvergura deformației mare), respectiv o propagare mixtă, dar preponderent transcristalină a fisurii (anvergura deformației mică). Inițierea fisurii a fost intercristalină pentru durate mai lungi de propagare.

Principial desfășurarea degradării corespunde celei în aer cu durate simetrice de menținere. Dispariția oxidării are ca efect mărirea duratei de viață, astfel încât inițierea fisurii se produce mai târziu, respectiv ca în fig. 1.94., unde se produc deplasări la limitele grăunților. În rezumat se poate spune că pe baza observațiilor nu se produce o cumulare a degradărilor la fluaj și oboseală în sensul unei cumulări (permanente). Ambele mecanisme se desfășoară separat și nu se influențează până în momentul producerii fisurii. Abia la inițierea fisurii (începutul, respectiv

treptele preliminare de separare microscopică, locală a materialului, formarea unor limitre de grăunți slăbite, respectiv pori) – deci la un moment de timp relativ târziu al duratei de viață – rezultă o influențare reciprocă directă, care însă depinde de anumiți parametrii precum starea structurii, respectiv a precipitărilor și mărimea solicitării aplicate.

Ample analize privind acțiunea combinată fluaj oboseală sunt prezentate în lucrările [70-77], cu utilizarea deosebită a metodei separării anvergurii deformației.

## **1.9.** Aspecte microstructurale ale fluajului și oboselii la temperaturi ridicate.

#### 2.9.1. Caracterul alunecării în funcție de temperatură și de viteza de deformare.

Caracterul alunecării este determinat calitativ de nivelul dispersării dislocațiilor în procesul de deformație plastică. Așa cum se remarcă în sinteza mecanismelor de degradare la oboseală la temperatură ridicată [122,123] în studiul a două aliaje pe bază de nichel deformate, această concepție s-a arătat importantă nu doar pentru materialele deformate ciclic ci și față de caracterul propagării fisurii. Alunecarea plană este proprie materialelor în care dislocațiile se aliniază în configurații plane.

Acest tip de deformații este favorizat de energia joasă a defectelor de împachetare și de prezența particulelor eterogene cu alunecare ușoară din sistemele cu dispersie. Ca exemple de materiale pentru care este caracteristică alunecarea plană sunt oțelurile inox austenitice și unele aliaje pe bază de nichel. O comportare contrară acestui tip (alunecarea ondulată, fibroasă) corespunde sistemelor cu distribuția omogenă a dislocațiilor [123], care are loc în materialele cu energie înaltă a defectelor de împachetare și în aliajele durificate prin dispersie, în prezența particulelor necoerente sau mari, care nu au tendința de spargere a particulelor coerente.

Conf. lucrării [124] în aliajele refractare pe bază de nichel, ecruisarea precipitatelor coerente ale fazei intermetalice de tip- $\gamma'$  (Ni<sub>3</sub>Al), caracterul alunecării la temperatura camerei depinde direct proprțional cu dimensiunea particulelor de precipitat  $\varphi_{\gamma'}$ . Particulele mici brăzdează ușor dislocațiile, concentrând deformațiile în planuri de alunecare foarte intense, în timp ce pentru particulele mari dislocațiile sunt greu de brăzdat, determinând distribuția omogenă a deformației în interiorul grăuntelui.

Se arată că particulele relativ mici, cu spargerea ușoară a particulelor ( $\varphi_{\gamma'}=8nm$ ) înmuierea ciclică a materialului este determinată de înmuierea mecanică totală a particulelor din interiorul benzilor de alunecare, în timp ce la particulele mari conținute ( $\varphi_{\gamma'}=90nm$ ), materialul se arată în esență mecanic stabil.

La temperaturi înalte ( $\geq 0, 5 \cdot T_T$ ) majorității materialelor le este caracteristică alunecarea ondulată, care este provocată de o serie de factori:



Fig. 1.95.: Curbele de deformare (tensiune-deformație:  $\sigma - \Delta \varepsilon_i$  monotone (-) și ciclice (- -) pentru aliajul Inconel 718 (a) și Waspaloy (b) la diferite temperaturi: 1) - 25°C; 2) - 550°C; 3) - 650°C [123].

• <u>De regulă în aliajele de tipul soluțiilor solide, energia defectelor de împachetare (EDÎ) este o</u> <u>funcție crescătoare cu temperatura</u> [125]. Oțelurile inox austenitice au o dependență cu temperatura a (EDÎ) care diferă foarte puternic, în special  $d(EDÎ)/dT \approx 0,1$  [mJ/m<sup>2</sup>.°K]. Această dependență explică de ce acest tip de deformație plană exprimată clar (maclarea mecanică) se observă adesea la temperatura camerei dar nu și în intervalul de temperatură de 400°-650°C.

• Activarea termică la temperaturi înalte favorizează alunecarea transversală și ieșirea dislocațiilor din planele inițiale. Există multe excepții de la această regulă generală [125] mai ales la producerea îmbătrânirii prin deformare la temperaturi intermediare, care conduce la preponderența alunecării plane. Rezultatele cercetărilor a două aliaje pe bază de nichel deformabile utilizate pentru discurile turbinelor cu gaze (Inconel 718 și Waspaloy) [123] arată dependența de temperatură a caracterului alunecării asupra parametrilor de deformație ciclică. Astfel în fig. 1.95. se prezintă curbele de deformare (tensiune-deformație:  $\sigma$ - $\Delta \varepsilon_i$  monotone și ciclice (corespunătoare durabilității totale la oboseală) la diferite temperaturi. Se poate vedea că aliajul Inconel 718 este în esență cu înmuiere ciclică în special la temperaturi înalte (550°-650°C), pe când aliajul Waspaloy este cu întărire ciclică.

Micromecanismele deformării ciclice a acestor aliaje se studiază amănunțit în [123,126], mai ales distanța între planele de alunecare, care reprezintă o măsură cantitativă a caracterului alunecării în funcție de anvergura deformației *Ae*, la diferite temperaturi. Rezultatele cercetărilor [125] au arătat clar că indiferent de tendința spre o distribuție mai uniformă a benzilor de alunecare în interiorul grăunților cu creșterea temperaturii caracterul alunecării la aliajele cu immuiere ciclică (Inconel 718) se menține foarte plan, spre deosebire de aliajul Waspaloy, care este cu întărire ciclică.

La temperaturi înalte are o mare importanță frecvența (viteza) de deformare, întrucât procesele de fluaj (târâre) sau de alunecare transversală a dislocațiilor sunt dependente de timp. Influența vitezei de deformare s-a utilizat în lucrarea [122] pentru descrierea comportării monocristalelor din aliajul de nichel reafractar MarM200. De asemenea și la alte aliaje de nichel refractare,

deformabile (Udimet 700) [127] viteza înaltă de deformație a favorizat de regulă alunecarea plană.

#### 1.9.2. Instabilitatea structurală.

Majoritatea materialelor utilizate în componentele solicitate în exploatare la presiuni si temperaturi ridicate sunt instabile structural în procesul de deformare ciclică la temperaturi înalte. Microstructura și substructura dislocatiilor din materiale suportă variații datorită fenomenelor de activare termică (îmbătrânirea prin deformare, revenirea, precipitarea intercristalină sau transcristalină și supraîmbătrânirea). Aceste variații microstructurale pot mări sau reduce durabilitatea la oboseală datorită influenței lor mari asupra caracteristicilor de deformare ciclică a materialelor.

## 1.9.2.1. Îmbătrânirea prin deformare.

Dependența puternică a fenomenelor de îmbătrânire prin deformare dinamică este caracterizată de formarea atmosferelor Cottrel, care este cel mai clar evidențiată la oțelurile carbon, unde dislocațiile sunt blocate de atomii de carbon și azot dizolvați în interior. Acest fenomen este observat și în otelurile inox austenitice în intervalul de temperatură de 500°-600°C. Deși se presupune că mecanismul de îmbătrânire prin deformare dinamică la deformație ciclică este similar celui de la solicitarea monotonă [122], totuși la oboseală acesta se poate accelera semnifiactiv datorită cumulării deformațiilor plastice alternante și a formării vacanțelor (cel puțin la aliajele la care rolul activ îl are dizolvarea atomilor de substituție) [126].

În fig. 1.96. se prezintă [128] influența îmbătrânirii prin deformare asupra caracteristicilor de deformare ciclică a oțelurilor slab aliate. În intervalul de temperatură de 100°-450°C are loc o sensibiltate negativă față de viteza de deformație, atingând un efect maxim la 370 °C[129]. Din fig. 1.97. se vede că la viteza de deformație dată există o strânsă legătură a dimensiunii rețelei de dislocații și tensiunile ciclice, care cantitativ se exprimă prin relația de forma:



Fig. 1.96.: Variația tensiunilor ciclice în oțelul cu Fig. 1.97.: Variația tensiunilor ciclice și dimensiunea puțin carbon [128] în funcție de temperatura T și viteza de defromație  $\dot{\varepsilon}$  [sec<sup>-1</sup>]: 1) - 4.10<sup>-4</sup>; 2) - 1,6.10<sup>-1</sup>  $^{3}$ ; 3) - 8.10<sup>-3</sup>; 4) - 2.10<sup>-1</sup>.

rețelei de dislocații l în oțelul cu puțin carbon în funcție de temperatură (granulația 75µm,  $\Delta \varepsilon_{e}=1\%$ ;  $\dot{\varepsilon}=1.6\cdot10^{-1}$ [129]

#### 1.9.2.2. Relaxarea tensiunilor.

Ca rezultat a activării termice la temperaturi înalte se formează substructuri de dislocații, mai ales pe seama procesului de alunecare transversală și de cățărare a dislocațiilor. În fig. 1.98. se prezintă influența relaxării în formarea substructurii în oțelul inox tip 316 în condițiile solicitării ciclice continue [130,131]. La temperaturi mai putin ridicate (430°C) substructura se caracterizează prin celule ale cărei limite corespund cu dislocațiile nodulare. La încercările la temperaturi mai ridicate (650°-816°C) rețeaua de dislocații apare și mai clar (la 650°C variația vitezei de deformație cu 2 ordine de mărime produce variația dimensiunii rețelelor de dislocatii în timp ce amplitudinea deformației ciclice se saturează).



Fig. 1.98.: Variația tensiunilor ciclice și a dimensiunii Fig. 1.99.: Influența duratei de menținere la rețelei de dislocații l în oțelul inox tip 316 în funcție de anvergura deformației plastice  $\Delta \varepsilon_p$  [130,131]: 1)...3):  $\dot{\varepsilon} = 4.10^{-3} \text{sec}^{-1}$ ; T=430°; 650°; 816°C; 4)...5):  $\dot{\varepsilon} = 4.10^{-5} \text{sec}^{-1}$ <sup>1</sup>; T=650°; 816°C.

tracțiune asupra tensiunilor ciclice în oțelul inox tip 316 [130,131]: 1) $\Delta \varepsilon_i = 0.97\%$ ; T=550°; 2), 3) si 4)  $\Delta \varepsilon_t = 1,20\%$ ; T=600°; 650°; 700°C.

La 816°C datorită ușoarei relaxări predomină formarea subgrăunților poligonali, a căror limită constă din șiruri hexagonale de dislocații. În fig. 1.99. se prezintă influența temepraturii la încercarea oligociclică a oțelului inox tip 316 cu perioade de menținere la tracțiune (la toate temperaturile, cu excepția celei de 550°C tensiunea ciclică se reduce cu mărirea duratei de menținere  $t_{men}$ : întărirea ciclică la 550°C este provocată de îmbătrânirea prin deformare dinamică). La regimurile cu solicitare ciclică continuă s-a găsit că la creșterea duratei de menținere substructura celulară este înlocuită de subgrăunți poligonali, caracteristici fluajului pur (acestă formă de relaxare este mai clar exprimată la 650° decât la 600°C, conform legilor de activare termică).

#### 1.9.2.3. Precipitările.

H.M.TezaDoct.2002

Oțelurile inox austenitice și aliajele refractare pe bază de nichel constituie exemple clare de instabilitate structurală, care se dezvoltă în procesele de deformare ciclică la temperaturi înalte [132]. Natura precipitărilor și cinetica procesului de precipitare a oțelului inox tip 316 la menținerile la temperaturi înalte a fost studiată amănunțit de către Weiss și Stikler [133], care au elaborat diagramele de transformare Temperatură-Timp în funcție de diferiți parametrii (conținutul de carbon, temperaturile de austenitizare și de călire). În **fig. 1.100**. se prezintă părți ale acestor diagarme pentru oțelul cu puțin carbon cu împărțirea pentru precipitarea carburilor intercristalină și transcristalină.

În diagramele din **fig. 1.100**. se găsesc rezultatele încercării la oboseală oligociclică cu solicitare ciclică continuă (A) și cu menținere la tracțiune (B). În ambele cazuri cinetica reacțiilor de precipitare a carburilor  $M_{23}C_6$  este dată în funcție de durata totală de încercare. În [134] se arată că întărirea sporește viteza de precipitare a carburilor mai rapid decât la menținerile uzuale la temperatură, și conf. datelor din [135]. că deformarea simultană la fluaj sporește viteza de precipitare și numărul particulelor de carburi și de faze intermetalice.



**Fig. 1.100.:** Compararea rezultatelor cercetării oțelului A la 600°C și a oțelului B la 600° și la 700°C cu diagramele de transformare Temperatură-Timp pentru oțelul inox tip 316L: a) precipitarea intercristalină a carburilor; b) precipitarea transcristalină a carburilor [133]; punctele pline – se observă precipitarea de tipul dat; punctele goale – nu se observă.

În [135,136] s-a arătat că morfologia specifică a precipitării carburilor la limita grăunților în oțelurile austenitice la acțiunea comună fluaj-oboseală nu se observă și la menținerile termice uzuale. La oțelul A s-au observat precipitări mari de carburi au legătură cu migrarea limitei de grăunte iar particulele de carburi ( $M_{23}C_6$ ) sub formă de lamele paralele se orientează față de unul dintre cei doi grăunți.

## **1.9.3.** Aspecte microscopice ale ruperilor intercristaline.

#### **1.9.3.1.** Parte introductivă.

Se cunoaște că reducerea durabilității la oboseală la temperatură înaltă este legată uzual de apariția ruperii intercristaline [137], care are loc atât la oboseala oligociclică cu deformații înalte cât și la propagarea fisurilor în condiții de alunecare (curgere) nesemnificativă. În lu crarea [137] s-a studiat influența mărimii granulației, a vitezei de deformație și a temperaturii asupra durabilității la oboseală pe 8 oțeluri inox austenitice. Reducerea importantă a durabilității la oboseală a oțelului tip 304 mai ales la 600°C este datorată trecerii de la ruperea transcristalină de oboseală pură spre cea de rupere parțial sau complet intercristalină. În **fig. 1.101.** sunt

indicate aproximativ domeniile limită ce corespund celor două tipuri de rupere, iar trecerea la ruperea de oboseală intercristalină se produce la viteze de deformare de  $\sim 10^{-3}$  sec<sup>-1</sup>. O situație similară s-a observat la încercările de creștere a fisurii la oboseală la temperaturi înalte a aliajelor pe bază de cobalt [138] cu varierea frecvenței de solicitare, trecerea la ruperea intercristalină producându-se la temperaturi mai înalte (fig. 1.102.).

În **fig. 1.103.** se generalizează rezultatele obținute în [139] ale câtorva șarje din oțelul Inconel 718 supus diferitor condiții experimentale, demonstrând faptul că la 650 °C și  $\Delta K$ =40MPa·m<sup>1/2</sup> ruperea intercristalină are loc la frecvențe de încercare de sub 0,3Hz.





Fig. 1.101.: Durabilitatea la oboseală oligociclică a oțelului inox tip 304 la 600° și la 700°C în funcție de viteza de deformare (granulația ASTM 3,5,  $\Delta \varepsilon_i=1\%$ ). Limitele domeniilor I-III corespund tipurilor de rupere: I-intercristalin; II-mixt; III-transcristalin [137].

Fig. 1.102.: Variația vitezei de creștere a fisurii de oboseală în aliajul de cobalt HS188 în funcție de temperatură și de frecvență ( $\Delta K=55$ MPa·m<sup>1/2</sup>) [138]: I-III identic ca și în fig. 3.75.



Fig. 1.103.: Influența temperaturii și a frecvenței asupra vitezei de creștere a fisurilor de oboseală în aliajul Inconel 718 la  $\Delta K$ =40MPa·m<sup>1/2</sup>. La 650°C curba se apropie de 1, ceea ce corespunde pentru independența de timp a vitezei de creștere a fisurii. Linia întreruptă indică trecerea spre ruperea intercristalină [139].

Nu întotdeauna trecrea la rupere intercristalină conduce la reducerea durabilității la oboseală și pentru oțelul 2,25Cr1Mo spre deosebire de oțelurile inox austenitice la menținere la compresiune apare o influență mai mare a degradării decât la menținerea la tracțiune. Încerările prezentate în [140] arată că accelerarea inițierii fisurii de oboseală a materialelor perlitice la temperaturi ridicate este determinată de fisurarea oxidică. Pentru explicarea condițiilor de trecere de la ruperea transcristalină spre cea intercristalină este utilă împărțirea în cel puțin 3
forme de degradare microstructrurală: • oxidarea; • formarea porilor la fluaj; • variatia caracterului alunecării în funcție de temperatură și de viteza de deformare. Cerectările pe metalele pure [141] au arătat că ruperea de oboseală intercristalină este legată de migrarea limitelor de grăunte, dar aceasta neexistând și în materialele de construcție acest efect nu este semnificativ pentru aplicațiile reale.

#### **1.9.3.2.** Degradarea pe seama oxidării.

Cercetări ample [142,143,144] au arătat că reducerea durabilității la oboseală a multor materiale la temperaturi ridicate este legată strâns de acțiunea degradantă a oxidării. Menținerea în oxigen a trei sorturi de nichel [143] a condus la blocarea limitelor de grăunte și la reprimarea recristalizării dinamice, iar în [132] se consideră că limitatea alunecării limitelor de grăunte ar putea fi cauza acestei fragilizări. La încercările de oboseală oligociclică pe aliajul Rene 77 la temperaturi înalte [145] s-a constatat că oxidarea preferențială la limitele grăunților reduce semnificativ durabilitatea la oboseală. Criteriul de inițiere a fisurilor propus în [146] se bazează parțial pe cinetica oxidării. Se subliniază importanța compoziției chimice a limitelor de grăunte, iar legat de acest lucru lucrarea [132] prezintă un foarte mare interes prin compararea rezistenței la oboseală a două șarie din oțelul inox austenitic tip 316.

Aceste șarje s-au încercat la oboseală oligociclică cu perioade de menținere  $t_{men}$  la deformația maximă la tractiune. În cazul ciclării continue (fără mentinere) caracteristicile sarjelor A și B sunt similare (fig. 1.104.) iar la introducerea mentinerii la tractiune se reduce durabilitatea la oboseală pentru şarja A în mai mare măsură decât pentru şarja B. Pe şlifuri metalografice pregătite longitudinal s-au determinat numărul de fisuri scurte (cu adâncime de aprox. dimensiunea unui grăunte) pe lungimea unitară în stratul alăturat la suprafața liberă a epruvetei.



ţ *75* (n<sub>in</sub>/n<sub>iot</sub>)·10()% & & J 20 Ŋ 10  $t_{max}$  [min]  $\rightarrow$ 

durata menținerii  $t_{men}$  la tracțiune  $\Delta \varepsilon_i \approx 1,2\%$  [132].

Fig. 1.104.: Dependența numărului de cicluri până la Fig. 1.105.: Dependența raportului numărului de fisuri rupere  $N_R$  a şarjelor A şi B la 600°C în funcție de intercristaline la numărul total de fisuri în şarjele A şi B la 600°C în funcție durata menținerii la tracțiune  $\Delta \varepsilon_{i} \approx 1,2\%$  [132].

Precum se vede în fig. 1.105. raportul numărului de fisuri intercristaline  $(n_{int})$  la numărul total de fisuri  $(n_{tot})$  o dată cu creșterea duratei de menținere la tracțiune  $(t_{men})$  crește mai rapid pentru

şarja A decât pentru şarja B.

În concluzie se remarcă faptul că chiar și pentru oțelurile inox austenitice (cu rezistență la oboseală comparativă) trebuie determinată compoziția chimică a limitelor de grăunte în combinație cu influența mediului exterior.

## 1.9.3.3. Degradarea datorată fluajului.

Dacă oxidarea joacă un rol important la oboseala la temperatură înaltă a aliajelor pe bază de nichel cu rezistență înaltă atunci în cazul oțelurilor inox austenitice, care posedă o plasticitate înaltă și o rezistență mai joasă, apare o înrăutățire a caracteristicilor de oboseală oligociclică la acțiunea comună cu fluajul. În fig. 1.106. la încercarea de oboseală oligociclică a epruvetelor din șarja A a oțelului inox tip 316 fisurile intercristaline se observă nu numai în apropierea fisurii principale ci și pe adâncimea epruvetei.



Fig. 1.106.: Imaginea la Microscopul Optic a fisurii principale la oboseală oligociclică și fisurile tip pană în adâncimea apruvetei (șarja A la 600°C,  $\Delta \varepsilon_p = 0.88\%$ ,  $t_{men} = 3$ min): I – atacat; II – neatacat [132].

Imaginea mărită a șlifului metalografic (fig. 1.106.) indică formarea discontinuităților de tip fisură (în formă de pană) la limitele de grăunte. Acest lucru dovedește că în cazul propagării fisurii la oboseală oligociclică ruperea intercristalină nu este influențată de mediul exterior ci de degradarea la fluaj (perioadele de menținere la deformația maximă la tracțiune).

## 1.9.4. Determinarea cantitativă a degradării la interacțiunea fluaj - oboseală.

Indiferent de faptul că adesea este cooptată degradarea la fluaj pentru explicarea acțiunii comune fluaj-oboseală există unele cercetări [147] privind determinarea cantitativă a degradărilor de acest tip. Astfel la încercarea aliajului pe bază de nichel la 850°C la sarcină controlată (fig. 1.107.) se determină cota prezenței fisurilor la limitele de grăunte [147]. Rezultatele unor determinări similare pe șarjele A și B din aliajul IN 597 încercate la oboseală oligociclică cu controlul deformației se prezintă în fig. 1.108. Pentru șarja B, care are cea mai bună rezistență la fluaj numărul fisurilor intercristaline pe adâncimea epruvetei este mai mic decât pentru șarja A. Creșterea mărimii degradării Dc cu creșterea duratei de menținere  $t_{men}$  și a tensiunii aplicate (fig. 1.107.) sau a deformației aplicate (fig. 1.108.) demonstrează că această formă de degradare are loc la limitele grăunților în fiecare ciclu cu deformație la fluaj.





Fig. 1.107.: Influența duratei de menținere  $t_{men}$  la tracțiune asupra degradării la limita grăunților pe ciclu *Dc* în aliajul pe bază de nichel IN 597 la 850°C la solicitarea cu sarcină controlată (1-  $\sigma$ ,=±450MPa; 2-  $\sigma$ =±350MPa; 3-  $\sigma$ =±250MPa) [132].

Fig. 1.108.: Influența duratei de menținere  $t_{men}$  la tracțiune asupra degradării la limita grăunților pe ciclu Dc în șarja A (puncte goale) și B (puncte pline) la 600°C la solicitarea cu deformație controlată  $\Delta \varepsilon_p/2$  [%] (1- 0,98%; 2- 0,57%; 3- 0,44%; 4- 0,2%; 5- 0,57%; 6- 0,39%) [132].

## 1.9.4.1. Mărimea alunecării la limita grăunților (ALG).

Importanța *alunecării la limita grăunților (ALG)* în procesul de inițiere a porilor la limitele grăunților la fluaj este cunoscută [148]. În oțelurile austenitice la solicitare ciclică continuă în conținutul particulelor de fază secundară există limite de grăunți cu *ALG* mai înalte decât în cele ale aliajelor ce nu conțin faze de carburi. Abordarea teoretică a problemei *ALG* în procesul de deformare ciclică elaborată de Min și Raj [149-151] este strâns legată de concepția teoriei de fluaj și se bazează pe criteriul vitezei de deformare, întrucât într-o serie de cercetări precedente [132] s-a constatat legătura dintre ALG și ruperea intercristalină la temperaturi înalte și dintre *ALG* și deformația plastică față de viteza de deformare și față de temperatură.



**Fig. 1.109.:** Modelul Min și Raj [149,150] al ruperii de oboseală oligociclică intercristalină la temperatură înaltă. Mecanismul propagării intercristaline a fisurii este realizat pe seama ruperii în punctul triplu datorită *ALG* de-a lungul limitei *ab*.

Conform modelului propus [149,150] ALG în zona capătului fisurilor este determinată de localizarea alunecării (la limitele de grăunte chiar înaintea capătului fisurii: fig. 1.109.). Aceasta provoacă formarea fisurilor *de tip pană* în punctul triplu datorită alunecării pe limita ab. Apoi se presupune că ruperea se inițiază la atingerea mărimii critice  $\varphi$ , care are dependență liniară cu distanța dintre pori  $\lambda$ . Întrucât ALG este dependentă de timp se consideră că pentru viteza de aplicare a deformației există:

(1) limita superioară ( $\dot{\varepsilon}_u$ ) deci o viteză de deformare sub care are loc procesul de ALG (peste  $\dot{\varepsilon}_u$  deformația aplicată se realizează pe seama deformării matricei grăunților și nu pe seama ALG);

(2) limita inferioară ( $\dot{\varepsilon}_l$ ), sub care mărimea tensiunii în punctul triplu se realizează pe seama procesului de fluaj

în așa măsură încât inițierea fisurilor de tip pană devine imposibilă.

Procesul ALG se consideră în modelele reversibile. Aceasta înseamnă că deplasarea atinsă în semiciclul de tracțiune  $\varphi_i$  poate fi extrasă parțial din cea din semiciclul de compresiune  $\varphi_c$ , deoarece în cazurile extreme în semiciclul de compresiune nu se produce ALG. Această imagine este caracteristică încercărilor neechilibrate cu deformații lente în semiciclul de tracțiune și cu deformații rapide în semiciclul de compresiune, ceea ce provoacă o microstructură în care are loc cumularea unialterală a deformației.

În [151] se determină experimental influența duratei de menținere la tracțiune asupra durabilității la oboseală oligociclică a oțelului inox tip 316 în funcție de degradarea prin ALG determinată. Pentru degradarea cantitativă s-a elaborat concepția măsurării ALG [152] adaptată pe baza încercărilor de oboseală din [153]. S-au adoptat o serie de date determinate pentru ALG la încercările de fluaj în raport cu cele de oboseală la temperatură înaltă. Ca parametru efectiv de degradare se prezintă distanța de alunecare:

$$S = S_p^{\ t} + S_p^{\ c} + 0.30 \cdot S_{men} \tag{1.31}$$

unde: =  $S_p^{\ i}$  și  $S_p^{\ c}$  reprezintă ALG în partea de încărcare și de descărcare a ciclului de solicitare;  $S_{men}$  este alunecarea în timpul menținerii la tracțiune.

Rezultatele experimentale prelucrate conf. acestei rel (1.31) se prezintă în fig. 1.110. și demonstrează o corelație satisfăcătoare între S și  $N_R$ .

Rezultatele experimentale prezentate în fig. 1.111. se compară cu valorile calculate pentru oțelul inox tip 316 caracterizat de valoarea S intermediară. Panta dreptei în graficul S- $N_R$  din fig. 1.111. pentru oțelul inox tip 316 este de -0,4 în timp ce pentru celelalte materiale este de -1. Rezultă că la oțelurile inox austenitice ALG cumulată în momentul ruperii ( $N_R/S$ ) nu este constantă ci depinde de condițiile de încercare.





Fig. 1.110.: Corelația între ALG (S) și numărul de cicluri până la rupere ( $N_R$ ) pentru oțelul inox tip 316 în diferite condiții de încercare: a) 650°C; b) 750°C; cifrele din paranteză reprezintă valorile procentuale ale anvergurii deformației totale  $\Delta \varepsilon_i$  [152].

Fig. 1.111.: Corelația între ALG (S) și numărul de cicluri până la rupere (N<sub>R</sub>) pentru diferite materiale: 1- plumb la
20°C [154] (ΔY=0,05; 3·10<sup>-3</sup><Y<2·10<sup>-3</sup> sec<sup>-1</sup>); 2- aliaj Magnox Al 80 la 430°C, f=60Hz [155]; 3- oțel inox tip 316 [152].

Așa cu rezultă din **fig. 1.111**. prezența a două drepte pentru oțelul inox tip 316 dovedește o creștere suplimentară a intensității procesului de *ALG* la temperaturile înalte de la 650° până la 750°C. Una dintre explicațiile îmbunătățirii relative a caracteristicilor la acțiunea comună oboseală-fluaj (în funcție de *ALG*) a acestui oțel o dată cu creșterea temperaturii este distribuția carburilor la limitele de grăunte.

## **1.9.4.2.** Influența microstructurii limitelor de grăunte.

Microstructura limitelor de grăunte are o valoare de primă mărime asupra ruperii intercristalină. Cercetarea influenței dimensiunii grăunților la încercările de oboseală oligociclică a diferitor mărci de oțel inox austenitic [137] a arătat că ruperea intercristalină se dezvoltă mai ușor în materialele cu granulație mai mare. Pentru oțelul inox tip 304 se obțin rezultate similare la investigarea mai mulțor șarje [156]; se remarcă influența posibilă a modului de distribuție a carburilor la limitele de grăunte.

Morfologia limitelor de grăunte este la fel de importantă și pentru aliajele pe bază de nichel în scopul creerii unei microstructuri largi a limitelor de grăunte se supun tratamentelor termomecanice după regimuri complexe. În [157] se cercetează influența diferitor structuri a limitelor de grăunte asupra caracteristicilor de oboseală oligociclică a aliajului Astroloy (**fig. 1.112**.). Rezultatele încercărilor a patru variante de microstructură a limitelor de grăunte (I...IV) sunt prezentate în graficul dependenței raportului durabilității la oboseală la diferite temperaturi ridicate față de cea la temperatura camerei în funcție de temepratura de încercare.



Fig. 1.112.: Influența microstructurii (I-IV) a limitelor de grăunte asupra durabilității la oboscală a oțelului cu puțin carbon Astroloy [157]:  $\Delta \varepsilon = 2,2\%$ .

Peste 500°C durabilitatea la oboseală este controlată tranziția de la ruperea transcristalină la cea intercristalină. Aceste cercetări au demostrat importanța precipitării carburilor  $M_{23}C_6$  și a particulelor primare de fază- $\gamma$ '. În special la microstructura I cu limite de grăunte ondulate s-a

observat caracteristici bune la temperaturi de peste 500 °C în timp ce la microstructura III cu un număr mic de precipitări de fază- $\gamma$ ' la limitele de grăunte a avut cele mai slabe caracteristici.

În [158] s-a studiat influența dimensiunii și formei grăunților asupra creșterii fisurilor de oboseală în aliajul Inconel 718 în aer și în vid la temperatura de 650° C și frecvența de solicitare de 20Hz, cu perioade de menținere la sarcina maximă la tracțiune. Încercările aliajului Inconel 718 cu diferite microstructuri (fig. 1.113.) au arătat o influență redusă a vitezei de creștere a fisurii la solicitarea ciclică continuă cu frecvență înaltă (fig. 1.114.). În timpul perioadelor de menținere s-a observat o diferență mare a vitezei de creștere a fisurii, deși la încercările în aer cu  $t_{men}$  de 5min (în aer sau vid) ruperile au fost intercristaline. De asemenea cercetările indică o creștere semnificativă a rezistenței la propagarea fisurii la oboseală la temperaturi ridicate în aliajele cu microstructură de tip "*colier=în şiruri*", cel puțin pentru încercările în aer. În fig. 1.114. se prezintă și rezultatele încercărilor efectuate în vid, evidențiindu-se faptul că spre deosebire de încercările efectuate în aer se obțin caracteristici identice pentru toate structurile. Astfel pentru materialele cu granulație fină cota importantă de creștere a vitezei de propagare a fisurii legată de perioadele de menținere la tracțiune este provocată de influența mediului.



Fig. 1.113.: Aspectul la microscopul optic ce indică dimensiunea grăunților și microstructura limitelor de grăunte în aliajul Inconel 718 [158]: a) granulație fină; b) granulație grosieră; c) structură de tip colier (în șiruri).



Fig. 1.114.: Viteza de creștere a fisurii la oboseală în aliajul Inconel 718 la 650°C în funcție de forma ciclurilor și de mediul înconjurător pentru 3 tipuri de microstructură (conf. fig. 6.19.a., b. și c.): 1)  $t_{men} = 5min$  în aer; 2)  $t_{men} = 5min$  în vid; 3) f = 20Hz, aer și vid. [159].

În [160] Floren prezintă rezultatele unor cercetări amănunțite privind influența mediului înconjurător asupra creșterii fisurilor la oboseală în aliajul de tip Inconel 718 în funcție de frecvența ciclurilor de solicitare, arătând că există o dependență cu caracter complex a rezistenței la oxidare la încercările de fluaj și de oboseală în funcție de microstructura limitelor de grăunte.

# 1.9.4.3. Influența caracterului alunecărilor asupra ruperii la oboseală intercristalină.

Influența caracterului alunecării asupra caracteristicilor de deformare ciclică este foarte importantă, mai ales pentru aliajele refractare pe bază de nichel și mulți cercetători [132,160,161] au adoptat-o pentru explicarea legilor de rezistență la fluaj a aliajelor pe bază de nichel, în special pentru rezistența lor la încrestare. În cazul aliajului Waspaloy [162] prin reducerea frecvenței de solicitare la temperatura de 550° și 650°C viteza de propagare a fisurii la oboseală nu variază semnificativ (fig. 1.115..), menținându-se aspectul transcristalin al ruperii, iar studiul din [163] a relevat o dependență identică, local în interiorul zonei dinaintea capătului fisurii și pe adâncime la epruvetele încercate la oboseală oligociclică.



**Fig. 1.115.:** Influența frecvenței de încercare asupra vitezei de propagare a fisurii la oboseală în aliajele [159]: 1-Inconel 718 la 550°C; 2- Waspaloy la 550°C; 3- identic la 650°C.

Concluzia cercetărilor din [132,163] este că răspunzătoare pentru creșterea vitezei de propagare a fisurii în aliajul Inconel 718 este neomogenitatea deformației plastice, dar mecanismul exact al influenței acestei neomogenități care provoacă caracterul intercristalin al ruperii nu este încă pe deplin stabilit. Cercetările efectuate în [164.165] arată că pentru aliajele pe bază de nichel care au o rezistență înaltă la formarea porilor la limitele grăunților, acest fapt nu se datorează obligatoriu deformației de fluaj (deci a ALG).

### 1.9.5. Influența ruperii intercristaline asupra caracteristicilor de oboseală.

Pentru îmbunătățirea capacității de corelare a regulei de însumare liniară a degradărilor s-au elaborat un mare număr de abordări fenomenologice, care includ metoda separării anvergurii deformațiilor [168], metoda frecvențelor modificate [169], etc. Aceste metode se utilizează de regulă pentru predicția cu succes a rezultatelor în domeniul anvergurii deformațiilor înalte la

care durabilitatea este uzual sub 1.000-5.000 de ore. Deficiențele în abordarea lor apar la extrapolarea rezultatelor pentru anverguri ale deformației joase și durabilități totale calculate de peste 30 de ani. Conform [170] rezolvarea problemei extrapolării rezultatelor pentru condiții de exploatare se poate simplifica mult cu ajutorul descrierii cantitative a influenței proceselor de degradare microstructurală, mai ales pentru formarea porilor și a ruperii la limitele grăunților.

Una dintre metodele posibile de determinare a acțiunii comune fluaj-oboseală constă în separarea degradării totale în cele două forme de degradare, lucru care se realizează prin efectuarea succesivă a celor două tipuri de încercări:

• încercări prealabile de fluaj o anumită cotă dată de timp din durata totală la rupere și încercarea ulterioară până la rupere la oboseală oligociclică;

• încercări prealabile de oboseală oligociclică o anumită cotă dată de timp din durata totală la rupere și încercarea ulterioară până la rupere la oboseală oligociclică; (încercări prealabile de oboseală oligociclică o anumită cotă dată de timp din numărul total de cicluri până la rupere și încercarea ulterioară până la rupere la fluaj.

In lipsa datelor cantitative a limitelor de grăunte care prezintă fisuri, degradarea la fluaj se estimează după încercările de durată la fluaj după raportul față de durata până la rupere. Pentru oțelurile inox austenitice există unele informații privind acțiunea comună succesivă la fluaj-oboseală [132]. În [157] s-a studiat influența aplicării în prealabil a fluajului asupra caracteristicii de oboseală oligociclică a unei șarje din oțelul inox tip 304 la temperatura de 500° și 600°C.



Fig. 1.116.: Însumarea cotelor degradării relative pentru oboseală și fluaj în oțeluri inox austenitice: 1- oțel tip 304 la 550°C;  $\sigma$ =195MPa; fluaj prealabil [171]; 2- oțel tip 304 la 550°C;  $\sigma$ =227-260MPa oboseală prealabilă [172]; 3- oțel tip 304 la 500° și 600°C; îmbătrânit prealabil [169]; 4- oțel tip 316 la 600°C;  $\Delta \epsilon_i$ =1,40%; oboseală prealabilă [172].

S-a studiat influența îmbătrânirii, iar degradarea la fluaj caracterizată ca raport (cota) a duratei  $t/t_R$  nu a fost foarte mare în intervalul  $10^{-4} \dots 10^{-1}$ , ceea ce a permis obținerea unui mare număr

de mare de pori și fisuri la limitele de grăunte. Totuși menținerile la fluaj au favorizat reducerea numărului de cicluri până la rupere la oboseală până la 0,5...0,8 din durabilitatea la oboseală inițială a materialului (fig. 1.116.). În [171] s-a studiat atât influența fluajului prealabil cât și a oboselii prealabile pe un oțel de același tip 304 (fig. 1.116.). S-a constată că au apărut abateri foarte importante de la regula însumării liniare a degradărilor.

Concluzia acestor cercetări constă în aceea că în lipsa microfisurilor (deci când degradarea de oboseală corespunde *stadiului I* de formare a microfisurilor, sau la  $N/N_f < 0.5$ ) oboseala prealabilă influențează nesemnificativ asupra caracteristicii de fluaj aplicat ulterior. Cu ajutorul SEM (microscopul electronic cu baleaj) s-a observat [132] dispunerea preponderentă a fisurilor intercristaline de fluaj în jurul suprafeței epruvetei după o cotă mică de fluaj preliminar. Aceste fisuri intercristaline se numesc *microfisuri de oboseală*, corespunzătoare stadiului I, după care durabilitatea la oboseală va fi controlată de procesul de propagare a fisurii.

## 1.9.6. Rolul inițierii și propagării fisurilor asupra durabilității la oboseală.

În fig. 1.104. s-au prezentat rezultatele încercărilor de oboseală oligociclică cu menținere la tracțiune la  $\Delta \varepsilon_i = 1,2\%$  a şarjelor A și B din oțelul inox austenitic tip 316 în regim dur de solicitare la 550° și la 600°C cu viteza de deformație  $\dot{\varepsilon} = 4 \cdot 10^{-3}$  sec<sup>-1</sup> [132]. Suprafața de rupere a epruvetelor examinată la SEM a relevat un aspect transcristalin; inițierea fisurilor în stadiul I s-a produs de-a lungul fațetelor cristalografice, lungi de cca. 20µm, fără formarea reliefului cu striații de oboseală. În acest stadiu inițial de creștere a fisurilor principalul proces a fost cel de formare și de coalescență a microfisurilor a căror densitate a distribuției s-a prezentat în fig. 1.111.

Urmele în stadiul inițial au produs evident relieful cu striații de oboseală, a căror distanță s a fost determinată în funcție de lungimile fisurilor a de-a lungul traiectoriei lor. În [173] se arată concordanța univocă între distanța s și viteza macroscopică de creștere a fisurii da/dN la temperatura de 600°C. Dependența distanței dintre striații în funcție de  $a \, si \, \Delta \varepsilon_p$  se poate utiliza pentru găsirea raportului pentru propagarea fisurii în regim de oboseală oligociclică.

În fig. 1.117. se prezintă rezultatele obținute pentru oțelul B la 550°C; pentru mărimea amplitudinii deformației plastice  $\Delta \varepsilon_p/2$  există un domeniu clar exprimat al fisurilor lungi de ~20µm, până la lungimea critică  $a_s = f(\Delta \varepsilon_p)$  în care distanța între striații este aproape constantă, deci pentru lungimi de fisuri peste  $a_s$  distanța s reprezintă funcția de creștere a lungimii fisurilor. Rezultate similare s-au obținut pentru oțelurile A și B la 600°C. Datele experimentale au permis obținerea concluziei pentru propagarea fisurilor:

$$da/dN = A(\Delta \varepsilon_{\rho})^{1.5} \cdot a^{1.45}$$
(1.33)

unde:  $A=7,07\cdot10^{-4}$ ; da/dN=viteza [mm/ciclu];  $\Delta \varepsilon_p$ =anvergura deformației plastice [%]; a=lungimea fisurii [mm];



Fig. 1.117.: Dependența distanței între striații s în funcție de lungime a fisurii a la oboseală oligociclică a oțelului B la solicitare ciclică continuă la 550°C [173].

Rel. (1.33) este corectă pentru  $c > a_s$ , unde  $a_s$  este funcția de reducere a lui  $\Delta \varepsilon_p/2$ . În intervalul  $20\mu m < a < a_s$  distanța între striații (deci și viteza de propagare a fisurii) se menține constantă, indiferent de anvergura deformației aplicate, deci:

#### $da/dN = 0,27 \,\mu\text{m/ciclu}$

(1.34)

Se remarcă faptul că valoarea exponentului lui a din ec. (1.33) este mai mare ca 1, deci o valoare mai mare decât cea a modelului teoretic al lui Tomkins pentru propagarea fisurii în regim complet plastic [174]. Abateri similare s-au observat și pentru oțelul tip 316 la 625°C. Prin integrarea ec. (1.33) și (1.34) între limitele  $a_0=20\mu$ m și  $a_f=2.000\mu$ m se poate obține numărul de cicluri consumat la propagarea fisurii  $N_p$ . Mărimea aleasă a lungimii critice a fisurii corespunde reducrii anvergurii tensiunii stabilizate cu aprox. 25%. Utilizând valorile dependenței stabilite experimental  $a_s = f(\Delta \varepsilon_p/2)$  în combinație cu ec. (1.33) și (1.34) după integrare se obține:

$$N_{p} = 721 \cdot \Delta \varepsilon_{p}^{-1.0345} - 103 \cdot \Delta \varepsilon_{p}^{-1.5} - 74$$
(1.35)

unde  $\Delta \varepsilon_p$  este în [%]. Pentru exprimarea directă a lui  $N_p$  în funcție de numărul de cicluri până la rupere  $N_R$  utilizăm ec. Manson-Coffin:

$$\Delta \varepsilon_p = 52.4 \cdot N_R^{-0.60} \tag{.36}$$

Ca rezultat obținem:

$$N_p = 12 \cdot N_R^{0.62} - 0,226 \cdot N_R^{0.90} - 12 \cdot N_R^{0.62} + 74$$
(1.37)

Din aceste relații obținem numărul de cicluri până la apariția fisurii:

$$N_a = N_R - N_p = N_R + 0,226 N_R^{0.90} - 12 N_R^{0.62} + 74$$
(1.38)

În **fig. 1.118.** se prezintă comparația datelor de calcul (după ec. 1.38) și experimentale ale oțelurilor A și B prin calculul tuturor striațiilor de oboseală și a celor pentru oțelul inox tip 304 și 316 la 600° și 700°C [175]. Se poate vedea că ec. (1.37) și (1.38) dau o descriere acceptabilă înițierii și propagării fisurii în oțelurile inox austenitice la ciclare continuă (fără menținere).



Fig. 1.117.: Comparația dependențelor *de calcul* (linia continuă, din ec. 3.38) și *experimentală* (---)între numărul de cicluri până la rupere  $N_R$  și numărul de cicluri până la inițierea fisurii  $N_a$  pentru oțelurile inox austenitice în condiții de oboseală oligociclică fără menținere [175].

Pe lângă rezultatele prezentate mai sus pentru oțelul A la 600°C în [176] se prezintă observațiile la SEM a suprafeței de rupere pentru calculul lungimii fisurii pentru încercări cu menținere la tracțiune, evidențiind reducerea semnificativă a numărului de cicluri până la inițierea fisurii  $N_a$ în comparație cu încercările cu solicitare ciclică continuă (conf. fig. 1.118.). Reducerea lui  $N_a$  în condițiile acțiunii comune fluaj-oboseală este legată probabil de apariția fisurilor intercristaline pe (SR), ca în fig. 1.104. și de influența oxidării.

Totuși se consideră [175,176] că rezultatele obținute la deformații suficient de înalte de a arăta o predispoziție spre un aspect de rupere intercristalin și de formare a porilor la limitele de grăunte au depins de amplitudinea tensiunii aplicate, astfel încât se consideră că pentru situații extreme cu perioade de menținere foarte îndelungate (peste 100 de ore) se poate considera că  $N_a \sim 0$ .

# 1.10. Modele de propagare a fisurilor bazate pe cumularea degradărilor la limitele grăunților.

Ca mecanisme și parametrii inițiali pentru diferitele modele de propagare a fisurilor de oboseală s-au adoptat: • deschiderea fisurii și distanța între striațiile de oboseală [177]; • gradul de degradare [178]; • corelația între degradarea intercristalină și reducerea durabilității la oboseală [170].

## 1.10.1. Cumularea intercristalină a degradărilor.

La modelarea acțiunii comune fluaj-oboseală momentul critic apare la cumularea intercristalină a fisurilor în încercările de oboseală oligociclică cu menținere la tracțiune [26]. În [179] se prezintă rezultatele experimentale pe o șarjă din oțel inox tip 316 la oboseală oligociclică cu

mențineri de la 10 la 1.000 de minute, relevând faptul că viteza de creștere a fisurii crește cu durata de menținere la tracțiune. Această situație este similară presupunerii cumulării degradării intercristaline datorată deformațiilor de fluaj la menținerile din fiecare ciclu.



Fig. 1.119.: Cumularea intercristalină a degradărilor  $D_{\lambda}$  în oțelul A la 600°C în funcție de numărul de cicluri pentru două valori ale  $\Delta \varepsilon_{\mu}/2$  (la menținere de 10min) [179].



Fig. 1.120.:Corelația între degradarea intercristalină pe ciclu  $D_e$  și anvergura tensiunii de relaxare  $\Delta \sigma_R$  în ote urile A și B la 600°C diferite  $\Delta \varepsilon_p/2$  [179].

S-a remarcat că pentru apariția degradării la limitele de grăunte sunt necesare deformații critice de fluaj de ~5%. În fig. 1.119. se prezintă rezultatele cercetării oțelului A în care  $D = \cot a$  de fisuri aflate la limitele de grăunte, determinată pe şlif longitudinal la distanță față de fisurile magistrale. Rezultatele obținute permit propunerea ca ipoteză de lucru constanța degradării pe ciclu ( $D_c=const$ ), să fie determinată ca:

$$D_c = D/N = D_R/N_R \tag{1.39}$$

Pe baza datelor experimentale [179] se consideră că nivelul degradării intercristaline este strâns legat de cel al deformație<sup>:</sup> neelastice  $\varepsilon_{vp}$  în fiecare ciclu:

$$\varepsilon_{vp} = \sigma_R / E = (\sigma_0 - \sigma_{tmen}) / E \tag{1.40}$$

unde:  $\sigma_0$ =tensiunea inițială;  $\sigma_{i nea}$ =tensiunea finală în perioada de menținere la  $t_{men}$ . În fig. 1.120. se prezintă rezultatele încercării oțelurilor A și B la 600°C arătând că degradarea microstructurală pe ciclu  $D_c$  este o funcție crescătoare de funcția tensiunii de relaxare  $\sigma_R$  [MPa], care se poate scrie:

$$\sigma_{R} = 626 \cdot D_{c}^{0.296} \tag{1.41}$$

In primă aproximație  $\sigma_R$  nu depinde de anvergura deformației plastice aplicate, întrucât scăderea tensiunii se mărește prin mărirea lui  $\Delta \varepsilon_p$ , în timp ce durabilitatea totală se reduce. Această abordare a problemei aduce avantaje importante prin aplicarea cumulării liniare a degradărilor care facilitează extrapolarea de la rezultatele încercărilor efectuate doar la amplitudini joase ale deformației.

# **1.10.2.** Modele de propagare a fisurilor.

Pornind de la cercetările inițiale ale lui Paris [13] și a altora [26] se poate prezenta o relație pentru viteza de propagare a fisurii la oboseală oligociclică similară cu rel. (1.32):

$$da/dN = A \cdot (\Delta \varepsilon_p)^{\alpha} \cdot a^{\beta}$$
(1.42)

unde A.,  $\sigma \neq \beta$  sunt funcții de temperatură, de mediu înconjurător și de viteza de deformare. De asemenea se cunoaște legătura între deschiderea în zona de capăt a fisurii  $PT_K \neq da/dN$ . Pentru  $PT_K$  în cazul elastic cu întărirea după o lege de putere pentru materiale solicitate peste limita de curgere se obține relația [174]:

$$\delta \approx (\pi \sigma a/4 \sigma_{u}) \{ \Delta \varepsilon_{c} + [2 \delta \varepsilon_{p}/(1+n') \}$$
(1.43)

unde n'=indice de putere, din ec. de întărire prin deformare a materialelor cu întărire prin deformare după o lege de putere:

$$\sigma = k(\Delta \varepsilon_{\rm F})^n \tag{1.44}$$

Mărirea vitezei de creștere a fisurii pe seama degradării materialului se poate produce pe seama reducerii tensiunii de curgere efective  $\sigma_u$ , care determină formarea porilor miei în fața capătului fisurii, iar cu aproximație acest efect se poate exprima prin:

$$\sigma'_{u} = \sigma_{u} \cdot [l - (\rho/\lambda)^{2}]$$
(1.45)

unde  $\rho/\lambda$ =dimensiunea relativă a porilor față de distanța dintre ei. Pentru  $\rho/\lambda$ =0,5 efectul reducerii lui  $\sigma_u$  este de doar 25%.

O altă variantă [180] presupune că reducerea importantă a limitei de oboseală în lipsa degradărilor la limitele de grăunți este legată de atingerea mărimii critice  $PT_K$  ce egalează diferența  $(\lambda - \rho)$ , deci:

$$\delta/2 = (\lambda - \rho) \tag{1.46}$$

Acest criteriu este folosit la explicarea propagării preponderent elastice a fisurilor de oboseală în oțelurile austenitice în acțiune combinată cu fluajul (prin cumularea intercristalină a deformațiilor, viteza de creștere a fisurii nu se amplifică până când  $PT_K$  nu atinge valoarea critică din ec. (1.46). Astfel durabilitatea la oboseală oligociclică se obține prin integrarea ec. (1.42) de la valoarea inițială  $a_0$  până la mărimea critică  $a_j$ .

Modelul propus de Maiya și Majumdar [175] presupune că degradarea la limitele grăunților are o influență nesemnificativă la acțiunea comună fluaj-oboseală. Se determină lungimea curentă a fisurii a din dimensiunea porilor c iar viteza de creștere a fisurii în prezența porilor postuleaă următoarea relație:

$$\left(\frac{1}{a}\right)\left(\frac{da}{dt}\right) = \begin{cases} T\\ C \end{cases} \left|\dot{\varepsilon}_{\rho}\right|^{n} \left|\dot{\varepsilon}_{\rho}\right|^{k} \left[1 + \log(c/c_{0})\right] \tag{1.47}$$

Atunci creșterea porilor este descrisă de ecuația:

$$\left(\frac{1}{c}\right)\left(\frac{dc}{dt}\right) = \left\{\frac{G}{-G}\right\} \left|\varepsilon_{\rho}\right|^{m} \left|\dot{\varepsilon}_{\rho}\right|^{k_{\epsilon}}$$
(1.48)

În aceste ecuații l $\varepsilon_p$ l=mărimea absolută a deformației plastice curente, iar  $|\dot{\varepsilon}_p|$ =mărimea absolută a vitezei de deformație curente. Parametrii T, C, G, k, k<sub>o</sub> a (lungimea fisurii inițiale), și  $C_0$  (diametrul inițial al porului) se determină prin metode diferite, inclusiv prin cele ale încercării de fluaj pur, de oboseală oligociclică fără menținere și încercări de oboseală cu regim cu viteză de deformare rapid-lent, întrucât coeficienții *l, G și C* se utilizează atât la tracțiune cât și la compresiune.

La încercările de oboseală simetrice cu deformație controlată cu menținere la deformația maximă prin integrarea ec. (3.48) se obține:

• pentru oboseala pură fără menținere (OPFM):

$$(da/dN)_{OPFM} = [a(T+C)/(m+1)] \cdot (\Delta \varepsilon_p)^{m+1} \cdot (\dot{\varepsilon}_p)^{k-1}$$
(1.49)

ec. (1.49) este similară cu ec. (1.107) cu excepția faptului că prima conține viteza de deformație;

$$(da/dN)_{ACFO} = (da/dN)_O[I + \gamma G I N]$$
(1.50)

unde:  $I = \int_{cicl} |\varepsilon_p|^m \cdot |\dot{\varepsilon}_p|^{k_c} \cdot dt$ ; N=numărul de cicluri;  $\gamma$ =parametrul raportat la coeficientul G. Deci conf. ec. (1.50) degradarea intercristalină conduce la mărirea vitezei de crestere a fisurii de oboseală pentru un coeficient egal cu membrul dintre parantezele drepte. Astfel ec. (1.50) se poate rescrie:

$$(da/dN)_{ACFO} = (da/dN)_{O} \cdot [1/(1 - \mu D_c^{P} N)^{2}]$$
(1.51)

unde;  $\mu = 300$ ;  $\rho = 1,56$  la 600°C;  $D_c$ =parametrul degradării pe ciclu, ca funcție a cotei limitelor de grăunte pe care se formează fisuri în timpul solicitării ciclice.



Fig. 1.121.: Corelația [182] între degradarea intercristalină pe ciclu  $D_c$  și coeficientul de reducere a vitezei de propagare a fisurii pe ciclu ic în oțelurile A și B la 600°C (în paranteze sunt trecute duratele de 600°C (în paranteze sunt trecute duratele de mentinere tmen[min].

Fig. 1.122.: Corelația [182] între tensiunea la relaxare  $\sigma_R$  și coef, de reducere a vitezei de propagare a fisurii pe ciclu  $i_c$  în șarjele A și B la menținere t<sub>men</sub>[min].

Dacă ec. (1.51) presupune egalitatea lungimii fisurii finală cu cea inițială  $(a_0=a_f)$  în regimuri de ciclare continu și în cele cu menținere se poate arăta că numărul de cicluri la propagarea fisurii la acțiunea comună fluaj-oboseală ( $N_p^{ACFO}$ ) și la oboseală ( $N_p^{O}$ ) sunt legate prin corelația:

$$N_p^{ACFO} = N_p^{O} / (1 + \mu D_c^{P} N_p^{O})$$
(1.52)

sau:

 $(N_p^{ACFO} - N_p^{O})/N_p^{ACFO} \cdot N_p^{O} = i_c$ Parametrul  $i_c$  este coeficientul de reducere a vitezei de propagare a fisurii pe ciclu și se poate exprima ca:

$$i_c = \mu \cdot D_c^{\ p} \tag{1.53}$$

dacă, se adoptă ca pentru durate de menținere îndelungate:  $N_a^{ACFO} \approx 0$ ;  $N_p^{ACFO} \approx N_R^{ACFO}$ . Astfel, ec. (1.52) și (1.53) dă corelația între numărul de cicluri până la rupere la oboseală cu menținere  $N_R^{ACFO}$ , numărul de cicluri pentru propagarea fisurii (calculat din ec. 3.32) și numărul de firuri formate intercristalin pe ciclu  $D_c$ . În fig. 1.121. se prezintă rezultatele încercării a 2 șarje din oțel inox tip 316 prin utilizarea ec. (1.53), în care dependența dintre  $i_c$  și  $D_c$  nu este influențată de condițiile de încercare, deci se remarcă influența inevitabilă a degradării intercristaline la reducerea relativă a durabilității la oboseală a oțelului.

Prin combinarea ec. (1.41) și (1.53) se obține corelația între tensiunea la relaxare  $\sigma_R$  și parametrul  $i_c$ :

$$i_c = \lambda' \cdot \sigma_R^{\ q} \tag{1.54}$$

care se arată în fig. 1.122. pentru șarjele A și B ale oțelului inox tip 316 încercate la 600 °C. Întrucât există corelații similare și în [152] rezultă că există o corelație între  $\sigma_8$  și  $i_2$ , care descrie acțiunea comună fluaj-oboseală (oboseală cu menținere), dar aceasta nu poate evidenția în calcul și influența altor factori. Se consideră că scăderea tensiunilor la relaxare este factorul decisiv care controlează reducerea durabilității la oboseală cu menținere. Acest model [183], care consideră influența formării porilor la limitele grăunților se poate utiliza în bune condiții pentru estimarea durabilității, având avantajul că nu mai sunt necesare încercări până la rupere.

În [181,182] s-a dezvoltat conceptul supratensiunii (fig. 1.123.) la solicitări de diferite forme. Chiar după începerea descărcării se dezvoltă deformația neelastică în direcția acțiunii tensiunii, care încetează la inversarea sensului solicitării. Această teorie a legii de comportare neelastică sugerează că o valoare a tesniunii la  $\sigma = R$  care coincide cu tensiunea inversă internă R. O valoare a supratensiunii  $\sigma_c$  este dată de diferența ( $\sigma - R$ ), unde  $\sigma$  este o valoare a tensiunii aplicate extern la vârful de tensiune.

O relație structurală se obține prin corelarea supratensiunii cu o viteză a deformației neelastice chiar înaintea începerii descărcării. Această dependență se arată în fig. 1.123. pentru oțelul tip 316FR la 600°C, care uzual este formată dintr-o curbă biliniură în coordonate dublu logaritmice, a căror expresie empirică are forma:

$$\sigma_e = 154.84 \left| \dot{\varepsilon}_m \right|^{0.0513} \qquad \text{pentru } \left| \dot{\varepsilon}_m \right| > 5.5 \cdot 10^{-7} \text{ sec}^{-1} \qquad (1.55)$$

$$\sigma_{e} = 206,78 \cdot \left| \dot{\varepsilon}_{in} \right|^{0.0335} \qquad \text{pentru} \left| \dot{\varepsilon}_{in} \right| \le 5,5 \cdot 10^{-7} \text{ sec}^{-1} \qquad (1.56)$$

Autorii din [185] consideră că curba dată de ec. (1.55) reprezintă viteza de deformație neelastică independentă de timp corespunzătoare plasticității, în timp ce ec. (1.56) este dependentă de timp (deci de fluaj). Parametrii degradării independent de timp  $D_I$  și dependent de timp  $D_D$  s-au definit bazat pe supratensiune fiind exprimate de următoarele relații:

$$D_{I} = \oint_{ciclus} \sigma_{\epsilon} \cdot d\varepsilon_{un}$$
(1.57)  
$$D_{I} = \oint_{ciclus} \sigma_{\epsilon} \cdot |\dot{\varepsilon}_{c}| \cdot dt$$
(1.58)



și viteza de deformație neelasucă  $\hat{\boldsymbol{\varepsilon}}_{in}$  [155]. cu concentrator de tesniune [185].

Modelul prezentat în [185] arată că  $D_I$  este un parametru bun pentru descrierea durabilității ciclice independente de timp (deci pentru oboseală) iar  $D_D$  pentru descrierea durabilității la acțiunea comună fluaj-oboseală, unde  $\dot{\epsilon}_i$  este viteza de deformație neelastică derivată din ec.

(1.56). Fiecare componentă de degradare se inițiază și crește conf. cu procesul descris mai jos, considerându-se de asemeena un criteriu de cedare:

(a) <u>degradarea de flu</u>aj. Procesul de degradare la fluaj se consideră fi o generare continuă a degradării de fluaj prin cavități de fluaj, deci densitatea degradării la fluaj crește la tracțiune și scade la compresiune, continuu în timp. Se consideră că se menține constantă o mărime a degradării.

(b) <u>degradarea de oboseală</u>. Procesul de degradare la flauj se consideră a fi inițierea și creșterea degradării de oboseală corespunzătoare unei fisuri de oboseală. O degradare la oboseală se presupune că are o durată de inițiere  $N_c$ . După inițiere mărimea degradării de oboseală crește în timp ce crește deformația ciclică. După inițiere se menține constantă o mărime a degradării la oboseală.

(c) <u>degradarea la interacțiunea fluaj-oboseală</u>. Se consideră un proces de degradare la interacțiunea fluaj-oboseală ca o creștere a degradării de oboseală de la degradarea de fluaj acumulată. Deci nu există ciclu de inițiere pentru creșterea degradării la oboseală din degradarea de fluaj.

(d) <u>criteriul de degradare</u>. Se consideră că criteriul de degradare este dat de însumarea algebrică a produselor mărimii și densității ambelor componente ale degradării. Cedarea se produce atunci când suma are o valoare critică. Conceptul degradării mecanice constă din formularea matematică a proceselor de degradare, degradarea fiind considerată o pierdere a ariei ce suportă sarcina într-un corp solid:

• <u>initerea degradării de fluaj</u>. Ec. (1.56) presupune că descrie evoluția deusității degradării la fluaj  $v_c$ :

$$\frac{dv_c}{dt} = C |\sigma_e|^{y} |\hat{\varepsilon}_c|^{y-1} |\dot{\varepsilon}_c| \operatorname{sgn}(\sigma_e)$$
(1.59)

unde,  $\dot{\varepsilon}_c =$  deformația acumulată la fluaj;  $\hat{\varepsilon}_c =$  viteza deformației la fluaj. Primul este dat de ec. (1.55); C și  $\gamma$  sunt parametrii de material; sgn() înseamnă funcție de semn; în ec. (1.59)  $v_c$  trebuie să fie pozitivă, în caz contrar se reduce la zero. Se observă din ec. (1.59) că la tracțiune degradarea la fluaj crește iar la compresiune scade.

• <u>inițierea și creșterea</u> degradării de oboseală. Ec. (1.57) se presupune că dă durabilitatea la inițierea degradării de oboseală  $N_c$ , unde: A=parametru de material:

$$D_I N_c^{\ \alpha} = A \tag{1.60}$$

Se presupune că degradarea la oboseală se inițiază la  $N_c$  cu mărimea  $a_{\mathcal{H}}$  și densitatea  $v_f$  și că mărimea crește conf. cu ec. (1.61) pe parcursul ciclului de deformație:

$$da/dN = B \cdot D_I^{\beta} \cdot a^{1+m} \tag{1.61}$$

unde:  $\beta$ , B și m sunt parametrii de material. Când cu ec. (1.61) se calculează incrementul degradării în raport cu degradarea inițiată de oboseală se obține o creștere a degradării la oboseală  $\Delta a_{ff}$ .

• *interacțiunea fluaj-oboseală*. Se presupune că cedarea se produce în momentul sau ciclul în care însumarea liniară a ambelor degradări este unu iar criteriul de cedare este dat de:

$$\sqrt{\nu_f} (a_{f0} + \Delta a_{ff}) + \sqrt{\nu_c} (a_{c0} + \Delta a_{cf}) = 1$$
(1.62)

Atunci când se efectuează un test de fluaj-oboseală la ciclul S-F sau T-H, ec. (3.59) se rerzvolvă pentru a da un increment a densității degradării de fluaj pe ciclu  $\Delta v_c$  de către:

$$C \cdot D_c = \Delta v_c \tag{1.63}$$

Folosind ec. (1.62) se  $v_c$  rezolvă cu ec. (1.64) unde  $N_f$  este durabilitatea ciclică,  $H_{\underline{l}}$  este funcția Heaviside:

$$\Delta \nu_{c} = \frac{1}{N_{f}} \left\{ \frac{1 - \sqrt{\nu_{f}} H [N_{f} - N_{c}] \cdot [a_{f0}^{-m} - mBD_{f}^{\beta} \langle N_{f} - N_{c} \rangle]^{+-m}}{(a_{c0}^{-m} - mBD_{f}^{\beta} N_{f})^{+-m}} \right\}$$
(1.64)

Interconectarea ec. (1.63) și (1.64) determină parametrii C și  $\gamma$  din rzultatele testului de fluajoboseală. Pentru determinarea parametrilor  $a_{fo}$  și  $N_c$  s-a dezvoltat un dispozitiv experimental special (un test de tracțiune compresiune cu controlul deformației) pe epruvete cu crestătură adâncă tip EDM din oțelul 316FR la 650°C și vid de 0,1µPa la ciclu de deformație continu simetric cu 10<sup>-3</sup>/10<sup>-3</sup> sec<sup>-1</sup>. Adâncimea crestăturii s-a aflat în domeniul de 0,2-1,0mm iar  $\Delta \varepsilon_{rr}=0,7-2\%$  (fig. 1.125.).

Autorii [185] consideră că  $N_f$  pentru epruvetele crestate implică creșterea degradării la oboseală de la  $a_v$  până la cedare, ceea ce înseamnă că durabilitatea la creșterea degradării la oboseală a epruvetelor lise se poate determina prin extrapolarea tendinței rezultatelor pe epruvetele crestate până la  $a_v=a_{f0}$ . Durabilitatea de inițiere a degradării la oboseală  $N_c$  poate fi predicționată atunci când acestă creștere a durabilității este scăzută din  $N_f$  al epruvetei lise. Conform datelor din fig. 1.125. unde  $a_v$  este înlocuit cu degradarea la oboseală a se ajustează datele corespunzător ecuației:

$$\log N_f = A_0 a_y^2 + A_0 a_y + A_2 \tag{1.65}$$

Viteza de creștere a degradării la oboseală da/dN este calculată din ec. (1.65) obținându-se fig. 1.126. Prin ajustarea funcției de putere la datele din fig. 1.127. se poate determina parametrul m. Parametrii B și  $\beta$  sunt determinați din corelația lui  $D_I$  cu  $1/a^{m+1}(da/dN)$  arătată în fig. 1.127., unde se calculează  $D_I$  pentru epruvetele crestate folosind valorile măsurate ale lui  $\sigma_e$  din testele pe epruvete lise la aceazși valoare  $\Delta \varepsilon_i$ . Valorile  $a_{fr}$  și  $N_c$  sunt determinate prin iterație prin

procedura arătată în schema bloc din fig. 1.128. determinându-se ecuația lui  $a_{f0}$  în funcție de  $\Delta \varepsilon_i$ :

$$a_{f0} = 1,62 \cdot 10^{-1} - 4,45 \cdot \Delta \varepsilon_t \text{ [mm]}$$
(1.66)

Valoarea lui grafic în fig. 1.129. (ec. Manson-Coffin:  $\Delta \varepsilon_t - N_f(N_a)$ ). În tab. 1.3. se prezintă valorile parametrilor oțelului 316FR la 650°C.  $N_c$  este determinată prin această procedură iar rezultatele sunt trasate

<b>1 ab. 1.3</b> I diallicii li de illaterial pendit. Inouclui degladarii illa -oboscala i 10.	Tab.	1.3.:	Parametrii d	e material	pentri: modelul	degradării	fluai-	oboseală	[185
--	------	-------	--------------	------------	-----------------	------------	--------	----------	------

			_ 4		0		5		
A	В	С	α	β	γ	т	A <sub>c</sub>	Cl <sub>c</sub>	δ
27,3	4,78·10 <sup>-2</sup>	$2,62 \cdot 10^{3}$	0,56	1,68	0,79	0,56	$2,34 \cdot 10^{-3}$	0.82	0,45

S-au efectuat o serie de teste de fluaj-oboseală pe oțelul 316FR la 650°C în vid la 0,1µPa pentru o varietate de forme de cicluri de solicitare (conf. **fig. 1.126**.). Cele notate cu S-F și F-S sunt cicluri simetrice iar cele notate cu T-H și C-H sunt cu menținere, iar în **fig. 1.129**. se prezintă ec. Manson-Coffin. Suplimentar față de încercările clasice de fluaj-oboseală s-au efectuat teste cu două succesiuni ale solicitării (ciclare oboseală-fluaj tip S-F sau T-D, urmată de cicluri de oboseală E-E; ciclare de oboseală E-E urmată de ciclare oboseală-fluaj S-F sau T-H).



Fig. 1.128.: Secvența iterației pentru deetrminarea durabilității de inițiere a degradării  $N_{cc}$  [185].



Fig. 1.129.: Corelația între durabilitatea la inițierea Fig. 1.130.: Rezultatele testelor de fluaj-oboseală [185]. degradării și anvergura deformației [185].

Predicția durabilității se face pe baza modelului mecanicist de degradare fluaj-oboseală cu parametrii din tab. 1.3. care se compară cu rezultatele încercărilor din fig. 1.130. S-a observat că modelul dă o bună predicție a durabiltății pentru testele clasice de fluaj-oboseală, dar pentru variantele ulteiroare predicția este slabă în comparație cu rezultatele experimentale.

Autorii [185] consideră că există două cauze pentru predicția slabă în cele două cazuri speciale de ciclare:

• diferența de ductilitate între oțelul 316FR și oțelul G91, deci în ciclurile de inițiere în materialele ductile (precum 316FR) înaintea creșterii degradării de oboseală din cea de fluaj, în timp ce în materialele mai puțin ductile (ca în G91) nu există o asemenea incubație;

• durabilitatea de inițiere la degradarea de fluaj, care nu s-a considerat în modelul original.

În continuare autorii [185] au dezvoltat o abordare experimentală pentru explicarea celei de-a doua posibilități: pentru observarea durabilității de inițiere la degradarea de fluaj este necesar un dislozitiv care să prevină inițierea și creșterea degradării de oboseală înaintea inițierii degradării de fluaj. S-a efectuat un test de fluaj-oboseală în aceleași condiții ca și până mai înainte, în care solicitarea s-a întrerupt la câteva numere de cicluri, după care suprafata epruvetei s-a lustruit pentru îndepărtarea fisurilor potențiale și apoi s-a aplicat testul E-E până la cedare.



Fig. 1.131.: Corelația dintre sclicitarea de fluaj-oboseală precedentă și solicitarea de oboseală ulterioară [185].

În fig. 1.130. se prezintă rezultatele testului cu controlul deformației de fluaj-oboseală preecedent și de oboseală ulterior iar în graficul dublu logaritmic s-a observat o tendință liniară excelentă la extrapolarea durabilității  $N_{f0}$  pentru ciclul de forma *E-E*. La solcitarea inițială de oboseală-fluaj și cea ulterioară de oboseală s-a observat o deviație, care corespunde duratei de inițiere a degradării de fluaj (ciclul de incubație a inițierii degradării de fluaj).

Cu rezultatele prezentate în fig. 1.130. s-a efectuat o simulare numerică având ca parametru mărimea inițială a degradării la fluaj. Ec. (1.59) s-a integrat în raport cu ciclul de deformație din test și s-a obținut ec. (1.67) pentru creșterea ciclică a degradării la fluaj, unde  $N_{cc}$  este durabilitatea ciclică pentru inițeirea degradării la fluaj:



Prin utilizarea ec. (1.67) s-a efectual simularea numerică pentru testele tip A-1 și A-2 iar în fig. 1.132. și fig. 1.133, se prezintă rezultatele acestele. Compararea rezultatelor între experimente și simularea numerică arată că  $a_{c0}$ =5µm este valoarea cea mai bună pentru mărimea inițierii degradării prin fluaj. Pentru legarea duratei de inițiere a degraării de fluaj  $N_{co}$  de parametrul de degradare dependent de timp  $D_D$  s-au depus eforturi pentru sporirea preciziei ajustării cu ajutorul ec. (1.68):

$$D_{D2} = \oint_{ciclu} \sigma_{ciclu} \left| \delta \right|^{\delta} dt$$
(1.63)

unde  $\delta$ =parametru de material. Fig. 1.134., obțicută între durabilitatea experientală  $N_{cc}$  și  $D_{D2}$ arată o legătură excelentă între cele două mărimi, iar prin utilizarea ec. (1.39) s-au obținute rezultatele pentru predicția durabilității ciclice de inițiere a degradării de fluaj:

$$D_{D2} \cdot N_{cc}^{\ ac} = A^{c} \tag{1.39}$$



Fig. 1.134.: Dependența între  $D_{D2}$  și  $I/N_{cc}$  [185]. Fig. 1.135.: Rezultatele predicției durabilității [185].

Pentru examinarea modului de predicție a modelulului mecanicist extins la interacțiunea fluajoboseală s-a trasat grafic durabilitatea la oboseală în funcție de durabilitatea la oboseală experimentală (la restul clasic de oboseală-fluaj) și a celor la testele cu cicluri tip A-1 și A-2 (fig. 1.135.) indicând o bună corelație teorie-experiment.

Un alt model de predicție a durabilității la oboseală termomecanică, destinat oțlurilor inox austenitice a fost elaborat de către Shi [186]. Acesta este un model neliniar de întărire cinematică cu variabile interne, care s-a dezvoltat pentru descrierea comportării tensiune-deformație ciclică a oboselii termomecanice.

Pentru predicția durabilității s-a considerat o buclă de histereză tipică stabilizată la solicitarea ciclică termomecanică ca o combinație a multor componente la diferite temperaturi. Fiecare componentă are o contribuție diferită la viteza densității de energie la degradare prin introducerea unui factor de degradare dependent de remperatură. Bazat pe datele de oboseală izotermă s-a dedus densitatea energiei totale echivalente ca parametru de degradare, cu care predicția teoretică a durabilității la oboseală termomecanică a dat rezultate satisfăcătoare cu datele experimentale. Modelul de întărire cinematic, neliniar s-a dedus din legile proceselor elastoplasticității și termodinamice irevesibile prin simularea buclelor de histereză de oboseală izotermă. Sub tensiune uniaxială (tracțiune-compresiune), dacă ne interesează ciclurile stabilizate, ecuația de întărire ciclică la oboseală izotermă este dată de:

$$\mathbf{l}\boldsymbol{\sigma} \cdot \mathbf{x}\mathbf{l} - \mathbf{k} = 0 \tag{1.70}$$

$$d\mathbf{x} = \beta(d\varepsilon_p - \varphi \mathbf{x} | d\varepsilon_p) \tag{1.71}$$

unde: *x*=tensiunea cinematică sau tensiunea de oprire, ce exprimă interacțiunea intercristalină a tensiunilor produsă de deformația plastică și interacțiunea între dislocații și precipitări; *k*=tensiunea izotropă, ce corespunde în principa<sup>1</sup> limitei inițiale de elasticitate la densitatea inițială a dislocațiilor materialului:  $\varepsilon_p$ =deformația plastică;  $\beta$ =parametru caracteristic de material în ciclurile stabilizate;  $\varphi$ =parametru caracteristic de material în cilurile stabilizate.

În timpul ciclului de deformație modelul cinematic (ec. 1.71) poate fi integrat între deformația palstică maximă  $(\varepsilon_p)_{max}$  și deformația plastică minimă  $(\varepsilon_p)_{min}$ :

$$x_{1} = \{1 - (1 - \varphi x_{min}) exp[\varphi \beta(\varepsilon_{p})_{min} - \varepsilon_{p})] \$ / \varphi \qquad \text{când } \dot{\varepsilon}_{p} > 0 \qquad (1.72)$$
$$x_{2} = \{1 - (1 - \varphi x_{max}) exp[\varphi \beta(\varepsilon_{p})_{max} - \varepsilon_{p})] \$ / \varphi \qquad \text{când } \dot{\varepsilon}_{p} < 0 \qquad (1.73)$$

unde:  $x_1$  și  $x_2$  sunt tensiunile la partea superioară și inferioară a buclei tensiune cinematicădeformație plastică;  $x_{min}$  și  $x_{max}$  sunt tensiunile cinematice maximă, respectiv minimă. Cu ec. (1.70) tensiunea se exprimă prin:

$$\sigma_{l} = x_{l} + k \qquad \text{când } \dot{\varepsilon}_{p} > 0$$
  

$$\sigma_{2} = x_{2} + k \qquad \text{când } \dot{\varepsilon}_{p} < 0 \qquad (1.74)$$

unde:  $\sigma_1$  și  $\sigma_2$  sunt tensiunile la partea superioară și inferioară a buclei tensiune-deformație. În fig. 1.136. se prezintă bucla de histereză la oboseală, stabilizată descrisă de către ec. (1.73) și (1.74). Modelul de întărire cinematic, ce folosește doar trei paramterii (k,  $\beta$  și  $\varphi$ ) dependenți de temperatură și de anvergura deformației plastice ( $\Delta \varepsilon_n$ ) pot să ofere o bună aproximație a buclei de histereză în ciclurile stabilizate la oboseală oligociclică izotermă. Practic k poate fi determinat din primul semiciclu din testul de oboseală, iar  $\beta$  poate fi obținut din ciclul stabilizat.



întărire cinematic, nelmiar [186].

Fig. 1.136.: Aspectul buclei de histereză la Fig.1.137.: Aspectul bucleior de histereză calculate la oboseală izotermă, calculată din modelul de oboseala termomecanică în fază și în contrafază [186].

În final  $\varphi$  este calculat din ec. (1.75), dacă solicitarea este simetrică:

$$\Delta\sigma/2 = (1/\alpha) \tanh \left[ (\Delta v_{\nu} \cdot \varphi \cdot \beta)/2 \right] + k$$
(1.75)

unde:  $\Delta \sigma \sin \Delta \varepsilon_i$  sunt invergura tensiunii, respectiv a deformatiei plastice într-un ciclu stabilizat. În contrinuare s-au dezvoitat ec. (1.71) și (1.72) pentru solicitarea ciclică termomecanică. Întrucât la oboseala termomecanică temperatura este variabilă se consideră coeficienții ( $k, \beta$  și  $\varphi$ ) ca funcții de temperatură:

$$k = k(T), \qquad \beta = \beta(T), \qquad \varphi = \varphi(T)$$

Compararea valorilor calculate pentru cazul oboselii izoterme la 250° și 500°C la diferite valori  $\Delta \varepsilon_p$  arată că coef.  $\varphi$  nu se modifică cu temperatura, astfel încât ec. (1.72) poate fi rescrisă ca:

$$d\mathbf{x} = \boldsymbol{\beta}(T) \cdot (d\varepsilon_p - \boldsymbol{\omega} \cdot \mathbf{x} \cdot |d\varepsilon_p|) \tag{1.76}$$

În cazul oboselii termomecanice ecuația legii elastoplasticității (1.71) se poate îmbunătăți adăugând un termen  $R_{th}(T)$ , care conține o tensiune internă, produsă de ciclarea termică. Dacă se folosește simbolul X ca să reprezinte tensiunea internă totală, ecuația modificată poate fi descrisă prin:

$$[\sigma - x] - k(T) = 1\sigma - (x + R_{\mu}(T)) - k(T) = 0$$
(1.77)

Astfel k(T) și b(T) se consideră ca fincții liniare de temperatură, dacă diferența anvergurii temperaturii nu este foarte mare sau dacă nu există date suficiente la diferite temperaturi. Funcția  $R_{th}(T)$  este obținută prin încercarea epruvetelor la diferite nivele de deformație, crescătoare la mai multe temperaturi și efectuând teste de dilatare termică ciclică. Prin integrarea ec. (1.76) la fel ca și în cazul stării izoterme și cu ec. (1.47) se poate determina bucla de histereză în ciclul stabilizat ca:

$$\sigma_{I} = x_{I} + k + R_{in} \qquad \text{când } \dot{\varepsilon}_{i} > 0$$
  
$$\sigma_{2} = x_{2} - k - R_{ih} \qquad \text{când } \dot{\varepsilon}_{i} \le 0 \text{ ciclarea în cotrafază} \qquad (1.78)$$

şi:

$$\sigma_l = x_l + k - R_{th} \qquad \text{cand } \dot{\varepsilon}_p > 0$$
  
$$\sigma_2 = x_2 - k - R_{th} \qquad \text{cand } \dot{\varepsilon}_p < 0 \text{ ciclarea in fază} \qquad (1.79)$$

În fig. 1.137. se prezintă modul de determinare a buclei de histereză la oboseala termomecanică în contrafază (stânga) și în fază (dreapta). Anvergura tensiunii  $\Delta \sigma$  la ciclarea în contrafază este mai înaltă decât cea în fază la tensiunile produse prin ciclare termică în același sens fată de cele produse prin ciclare mecanică în contrafază și în sens invers la ciclarea în fază.

În fig. 1.138. se prezintă comparația curbei  $\sigma$ - $\varepsilon$  experimentale și calculate pentru ciclarea în contrafază și în fază la oboseală termomecanică între 250° $\rightarrow$ 500°C, observându-se o bună concordață.

Pentru descrierea parametrului adecvat de degradare, care să descrie procesul de degradare la oboseală s-a propus [186] pe lângă deformatia plastică și o formă specială a densității energiei de deformație ciclică, care combină densitatea energiei deformației plastice  $\Delta w_p$  (aria buclei de histereză) și densitatea energiei deformației elastice  $\Delta w_e$  asociate pentru tracțiune, care facilitează creșterea fisurii (aria anui triunghi pe partea de tracțiune a răspunsului  $\sigma$ -s). Acesta este denumit "densitatea chergiei deformației totale"  $\Delta \varepsilon_i$  și se arată în fig. 1.139.



Fig. 1.138.: Comparația buclelor de histereză stabilizate, Fig. 1.139.: Determinarea densității energiei obținute prin calcul și prin experiment la oboseală deformației totale [186]. termomecanică [186].

Pentru calculul iui  $\Delta w_t$  se pot folosi ec. (1.73) și (1.74) pentru ciclul stabilizat cu datele de oboseală izotermă la temperatură înaltă, obținându-se apoi relația dintre durabilitatea la oboseală izotermă în funcție de densitatea energiei deformației totale:

$$\Delta w_t = \Delta w_p + \Delta w_p = \frac{1}{2} \left( \frac{\Delta \varepsilon_e}{2} \sigma_{\max} \right) + \int_{\text{sidu}} (\sigma_1 - \sigma_2) d\varepsilon_p$$
(1.80)  
$$\Delta w_t = C^2 \Delta f^{V}$$
(1.81)

unde:  $\Delta \varepsilon_e$ =anvergura deformației elastice; C' și  $\nu$  sunt constante de material;  $N_f$ =numărul de cicluri până la rupere la oboseală izotermă

Pentru calculul duratei predicționate la oboseală termomecanică s-a dezvoltat o metodă adecvată variației temperaturii [186], prin transformarea ec. (1.81) și presupunând o degradare liniară obținându-se:

$$1/\Delta D = N_t = B \cdot \Delta w_t^{V} \tag{1.82}$$

unde:  $\Delta D$ =degradarea pe ciclu: B și v sunt coeficienți de material.

La temperatura arbitrară  $T_i$  formula se rescrie ca:

$$\left(N_{f}\right)_{T} = B_{T} \left(\Delta w_{t}^{W_{t}}\right)$$

$$(1.83)$$

unde:  $N_{T_i}$ =numărul de cicluri până la rupere la oboseală izotermă la temperatura  $T_i$ ;  $B_{T_i}$  și  $v_{T_i}$ sunt coeficienții de material la tempeartura  $T_i$ .

Pentru descrierea influenței variației temperaturii asupra degradării s-a introdus factorul lui Taira  $\lambda(T)$ , folos na datele de oboseală izotermă:

$$\lambda(T) = \frac{1}{\left(N_{\perp}\right)_{\perp} / \left(N_{\perp}\right)_{\perp}}$$
(1.84)

unde:  $T_0$ =temperatura de referință:  $(N_p)_{T_0}$ =n imărul de cicluri până la rupere la oboseală izotermă la temperatura T. Relația între  $\lambda(T)$  și temperatură poate fi sugerată de printr-o funcție exponențială. În acest caz s-au introdus datele de oboseală oligociclică izotermă ale oțelului tip 316L la  $\Delta \varepsilon_r$ =1,0% la diferite temperaturi pentru determinarea curbei lui  $\lambda(T)$  prin metoda celor

mai mici pătrate. În comparație cu datele anvergurii deformației de 0,6% și 1,5% diferența pare a fi neglijabilă. În fig. 1.140. se prezintă evoluția factorului de temperatură a degradării în funcție de temperatura calculată din indicațiile menționate mai sus.

Dacă se consideră o buelă de histereză tipică, stabilizată de solicitare ciclică termomecanică ca o combinație a unei muțimi de elemente  $(\delta \Delta w_t')$ , fiecare dintre ele corespunzând unei temperaturi date  $T_i$ , reprezentate prin  $(\delta \Delta w_t')_{Ti}$ , atunci se presupune că elementul  $(\delta \Delta w_t')_{Ti}$  din bucla de histereză termomecanică poate fi identificat cu același element de suprafață din bucla de histereză izotermă la temperatura  $T_{ir}$  reprezentat de  $(\delta \Delta w_t')_{Ti}$ .



Fig. 1.140.: Evoluția factorului de temperatură a degradării în funcție de temperatură [186].



Fig. 1.141.: Aspectut elementului densității energiei deformației în cazul oboselii termomecanice în contrafază [185].

Dacă se consideră că ambele elemente contribuie la aceeași degradare și dacă se presupune degradarea liniară bazată pe densitatea energiei deformatiei totale (fig. 1.141.) se obține ecuația:

$$\delta\Delta D'_{T} = \frac{\left(\delta\Delta w_{i}^{\prime}\right)_{T}}{\left(\Delta w_{i}\right)_{T_{i}}} \simeq \sum_{i}^{\infty} = \frac{\left(\delta\Delta w^{\prime}\right)_{T}}{\left(\Delta w^{\prime}\right)_{T_{i}}} \frac{1}{\left(N_{f}\right)_{T_{i}}} = \frac{\left(\delta\Delta w_{i}^{\prime}\right)_{T}}{\left(\Delta w_{i}\right)_{T_{i}}} \frac{\lambda(T_{i})}{\left(N_{f}\right)_{T_{2}}}$$
(1.85)

unde:  $\Delta D_{Ti}$ =degradarea pe ciclu la oboseală izotermă la temperatura  $T_i$ :  $(\Delta w_i)_{Ti}$ =densitatea energiei deformației totale în bucla de histereză stabilizată la oboseală izotermă la temperatura  $T_i; d\Delta D'_{Tr}$ -elementul degradării pe ziclu la oboseală termomecanică, când tempeartura este egală cu  $T_i$ . Degradarea pe cultu la oboseală termomecanică  $\Delta D_{TMF}$  poate fi determinată făcând însumarea ec. (3.85) pe întreage buclă de histereză stabilizată de oboseală termomecanică:

$$\Delta D_{TMT} = \sum_{i=1}^{n} \delta \Delta D^{i} = \sum_{i=1}^{n} \left\{ \frac{\left( \delta \Delta w_{i}^{i} \right)_{i}}{\left( \Delta w_{i} \right)_{i}} \frac{\lambda(T)}{\left( N_{i} \right)_{i}} \right\}$$
(1.86)

Datorită diferenței mici a valorii fun  $\Delta w_i$  la temperarura maximă și la cea minimă la oboseală ziotermă pentru o valoare dată a lu  $\Delta s_i$  se poate considera densitatea energiei deformației totale medii  $(\Delta w_i)_{med}$  în locul  $\Delta w_i/\mu$  in ret. (1.86) pentru simplifiarea calculelor. Densitatea medie a energiei deformației totale se poate determina din formula:

$$\left(\Delta w_{i}\right)_{med} = \frac{\left(\Delta w_{i}\right)_{I_{max}} + \left(\Delta w_{i}\right)_{T_{inin}}}{2}$$
(1.87)

unde:  $(\Delta w_d)_{Tmax} \ge (\Delta w_d)_{Tmin}$  sunt densitatea energiei deformației totale la oboseală izotermă la temperatura maximă, respectiv la cea minimă. Pentru o anvergură a deformației dată rel. (1.86) devine:

$$\frac{1}{N'_{f}} = \Delta D_{IVF} = \left[\frac{1}{\left(\Delta w_{i}\right)_{m,d}}\right] \left[\frac{1}{\left(N_{f}\right)_{T_{0}}}\right] \sum_{i=1}^{n} \left[\left(\delta \Delta w_{i}^{\prime}\right)_{i} \cdot \lambda(T_{i})\right]$$
(1.88)

unde: N'=numărul de cicluri până la cedare la oboseală termomecanică.

Termenul  $\Sigma_{i}(\delta \Delta w_{i})_{Ti} \mathcal{X}(T_{i})$  este numit densitatea energiei deformației echivalentă, care arată că fiecare parte a densității energiei are o viteză de contribuție diferită față de degradarea la temperaturi diferite. Acum cu toate ecuațiile relative se poate calcula durata de viață predicționată la oboseală termomecanică.

Astfel se folosește ec (1.84), (1.87) si (1.88) pentru calculul durabilității la oboseală termomecanică. Valorile  $(\Delta w)_{Thax}$  și  $(\Delta w)_{Thin}$  sunt luate din densitățile de energie a deformației calculate la oboselaă izoternuă le 250° și le 500°C;  $(\delta \Delta w'_{0})_{Ti}$  s-a luat din răspunsul  $\sigma$ - $\varepsilon$  stabilizat calculat la oboselaă termomecanică. În fig. 1.142, se prezintă comparația între rezultatele experimentale și cele calculate.



Fig. 1.143.: a)- Simplificarea datator de fluaj primar, see și terțiar; b) graficul tipic al ruperil sub tensiune [187]

Fig. 1.144.: Zona din fața fisurii la fluaj în care se acumulează degradarea [187].

Un alt model pentru predicția duratei de viață la temperaturi înalte a componentelor fără fisuri și cu fisuri supuse la fluaj este cel prezentat de către Webster [187], care a folosit metoda tensiunii de referință prin intermediul conceptelor secțiunii de rupere netă și ale mecanicii ruperii. Conceptul care descrie cedarea componentelor pe baza secțiunii de rupere nete a tensiunii de referință se prezintă în fig. 1.143. Viteza deformației de fluaj & poate fi exprimată prin:

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}} = \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}_0 (\boldsymbol{\sigma} / \boldsymbol{\sigma}_0)^n \tag{1.89}$$

unde:  $\sigma$ =tensiunea;  $\dot{\varepsilon}_c$ ,  $\sigma_c$  și *n* sunt constante de material. Ec. (1.89) poate fi folosită la descrierea vitezei de fluaj secundar  $\dot{\varepsilon}_{c}$  sau a vitezei deformației medii  $\dot{\varepsilon}_{A}$ , care poate fi scrisă în termenii deformației la cectare  $\varepsilon_t$  și ai duratei la rupere  $t_r$  astfel:

$$\dot{\varepsilon}_{A} = \dot{\varepsilon}_{f} / t_{r} \tag{1.90}$$

În plus pentru graficul ruperii sub tensiune, arătat în fig. 1.143.b.:

$$t_r = \frac{\varepsilon_{f0}}{\dot{\varepsilon}_0} (\sigma_0 / \sigma)^v \tag{1.91}$$

unde:  $\varepsilon_0$ =deformația la cedarea la fiuaj uniaxial la tenslunea  $\sigma_0$ . Pentru  $n > \nu$  ductilitatea la fluaj se va reduce cu reduceres tensiun'i, lar când n = v este predicționată o deformație la cedare constantă.

Tensiunea de referintă  $\sigma_{ef}$  pentru o componentă poate fi calculată prin metode ale analizei limită. Când  $\sigma_{ref}$  nu este constantă se poate folosi regula fracției durabilității pentru calculul fracției de degradare  $\omega$  introdusă în perioada de timp t, deci:

$$\omega = \int_{0}^{t} \frac{dt}{t_{r}}$$
(1.92)

Înlocuind ec. (1.91) în (1.92) se poate calcula cedarea la  $\omega = 1$  și la  $t = t_R$ :

$$1 = \int_{0}^{t_{s}} \frac{\dot{\varepsilon}_{0}}{\varepsilon_{f0}} \left(\frac{\sigma_{ref}}{\sigma_{0}}\right)^{v}$$
(1.93)

Analiza de mai sus pouse à aplica à mât componentelos fisurate cât și nefisarate cu condiția să fie calculată tensiunea de coferință adecvată.

Conf. lui Webster [187] vieza de creștere a fistrii à poate fi corelată cel mai satisfăcător în termenii parametrului C<sup>2</sup> de mecanica ruperii la fluaj printr-o expresie de forma:

$$\dot{a} = D_0 \cdot C^{*\phi}$$
 (1.94)

unde:  $D_0$  și  $\phi$  sunt constante de material, care se pot determina experimental din modele ale mecanismului de fistrare. In increree [187] de stillizenză abendarea lui Nikbin, Smith și Webster [188], conf. curcla cale postulat procesul in zona din fața fisurii (fig. 1.144.). Ea presupune că zona ce caprinde regiunea în care se acumulează degradarea la fluaj la vârful H.M.TezaDoct.2002

fisurii și în care are loc avansul fisurii se epuizează atunci când ductilitatea la fluaj  $\varepsilon_{f0}^*$  este adecvată stării de tensiune la vârful fisurii. Modelul predicționează:

$$D_{0} = \left(\frac{n+1}{n+1-\nu}\right) \cdot \frac{\dot{\varepsilon}_{0}}{\varepsilon^{*}_{f,0}} \left(\frac{1}{I_{a}\sigma_{0}\dot{\varepsilon}_{0}}\right)^{\nu_{1}(n-1)} \cdot r_{c}^{(n+1+1)(n+1)}$$
(1.95)  
si  $\phi = \nu/(n+1)$  (1.96)

Pentru condițiile stării plane de tensiune se consideră  $\varepsilon_{f0}^* = \varepsilon_{f0}$  iar pentru solicitarea în starea plană de deformație  $\varepsilon_{f0}^* = \varepsilon_{f0}/50$ . Factorul  $I_n$  s-a tabelat de către Hutchinson ca o funcție de n și de starea de tensiune. Atunci când n = v și deformația la fluaj este constantă la  $\varepsilon_{f}^*$ , ec. (1.95) și (1.96) se simplifică la:

$$D_0 = (n+1) \cdot \frac{\dot{\varepsilon}_0}{\varepsilon^* r_{f0}} \left(\frac{1}{\tilde{I}_n \sigma_0 \dot{\varepsilon}_0}\right)^{n/(n+1)} \cdot r_c^{1/(n+1)}$$
(1.97)

$$\$1 \phi = n/(n-1)$$
 (1.98)

Examinarea apropiată a datelor experimentale într-un domeniu larg a relevat că termenul ductilității la fluej din ec. (1.95) și (1.96) este parametrul cel mai important, care guvernează viteza de creștere – fisurii, asufel încât ec. (1.94) poate fi exprimată aproximativ ca:

$$\dot{a} = \frac{3C^{*0.8\%}}{\varepsilon^*_f} \tag{1.99}$$

unde: a [mm/oră].  $\mathcal{E}_{f}^{*}$  este o fracție și  $C^{*}$ [MJ/m<sup>2</sup>·oră]. Limitele stării plane de tensiune și de deformație din ec. (1.99) se arată în fig. 1.145., având pe  $\frac{1}{2} e_{f}$  în ordonată, pentru a realiza o diagramă de eval. are a creșterii fisurii la fluaj inginereasei, independentă de material. Aria umbrită reprezintă împrăștiorea tuturor datelor experimentale examinete.

Timpul consumat de o fisură ca să se propage de la valoarea inițială  $a_0$  la valoarea a se obține prin integrarea ec. (1.94):

$$t = \int_{a_0}^{a} \frac{dt}{D_v \cdot C^{\ast \varphi}}$$
(1.100)

Dependența lui C<sup>\*</sup> de lungimea fisurii si de geometria componentei se poate obține sub formă neliniară prin estimarea numerică a integralei de contur-J. Predicția din ec. (1.100) pentru o placă cu fisură centrală (CCP) de lătime W. și c  $D_0$  și  $\phi$  date de ec. (1.98) și (1.99) se prezintă în fig. 1.146., unde:  $t_i$ =durata la rupere a plăcii nefisurate și:

$$\lambda = \frac{(n+1)}{I_n^{n/(n+1)}} \cdot \frac{\varepsilon_f}{\varepsilon_f^*} \left( \frac{w}{W} \right)^{1/(n+1)}$$
(1.101)



Fig. 1.145.: Diagrama de evaluare a creșterii fisurii la Fig. 1.146.: Graficul creșterii fisarii la fluaj v în funcție fluaj inginerească, independentă de material [187].

de timpul adimensional pentru epruvete CCP [187].

În fig. 1.146. se indică reptul că viteza de propagare a fisurii crește mai rapid cu creșterea lui n pentru o stare de tensiune dată. Pentru o valoare dată a lui n se vede că creșterea fisurii este mai rapidă în termenii timpului admensional pentru starea plană de tensiune decât pentru cea plană de deformație. Acest lucru este o consecință a parametrului de normalizare  $\lambda$  și se predictionează o vitezi de propagare a fisurii mai rapidă pentru starea plană de deformație în timp real, care concordă cu datele experimentale. O tendință similară s-a observat și pe componente fisurate solicitate la încovoiere.

În timpul creșterii fisurii suplimentar față de cumularea locală a degradării la vârful fisurii se va dezvolta degradarea lisamentului neñsurat, precum indică ec. (1.102). Lungimea fisurii  $a_R$  la care are loc ruperea ligamentului se obține prin înlocuirea ec. (1.94) în ec. (3.93), obținându-se:

$$1 = \int_{\sigma_{c}=W}^{\sigma_{c}=W} \frac{\dot{\varepsilon}_{0}}{\varepsilon_{f0}} \left( \frac{\sigma_{c}}{\sigma_{c}} + \frac{W}{D_{c} \cdot C^{-w^{2}}} \cdot d(a/W) \right)$$
(1.102)

Predicțiile acestei ecue li pentru cazul geometriei CCP pentru o valcare tiplică a lui r. W=0,001 și n=v se arată în fig. 1 i 46. Este clar că la starea plană de deformație ruper sa nu intervine până când se obține arpximativ a W=1. Pertru starea plană de tensiune ruperea poate încheia procesul de fisurare după o mărime relativ mieă a creșterii fisurii dar fiindeă se produce o accelerare rapidă la fisurare, acesta ere o influență mică asupra duratei până la cedare pentru n > 3. Efectul ruperii ligamentului devine mai oromunțat cu reducerea dimensiunii fisurii inițiale.

Deoarece în timpul seviciului se poate produce degradarea materialului evaluarea duratei restante de viață la propagarea fisurii necesită estimarea modului în care sunt afectate constantele din ec. (31.104). Dacă epuizarea ductilității are loc doar în timpul expunerii se poate înlocui  $D_0$  din ec. (1.104) cu o valcare pentru materialul expus,  $D_c$ , dată de:

$$D_e = D_0 / (1 - \varepsilon_0 / \varepsilon_f) \tag{1.103}$$

unde:  $\varepsilon_0$ =deformația la fluaj. utilizată până în serviciul precedent.

În fig. 1.147. se atată cum expunerea în serviciu influențează viteza de propagare a fisurii întrun oțel inox. Apra se poste cetermina durata restaută de viață a componentei folosind procedura de mai sus în care  $D_0$  este înlocuit prin  $D_e$ .

Metodele prezentate mai sus nu se adoptă pentru degradarea progresivă în ligamentul nefisurat la vitezeza de propagare a fisurii. Aceasta se poate realiza prin înlocuirea constantei  $D_0$  cu o variabilă D în ec. (1.94), (1.100) și (1.102). O abordare care concordă cu ec. (1.92) și (1.103) pentru D este:

$$D = D_0/C^4 \quad \tag{1.104}$$



**Fig. 1.147.:** Date pentru vitoza creșterii fisurii la fluaj în servicu la Tra <sup>2</sup>C a o a ului inox tip 304H [187].

Fig. 1.148.: Date experimentale și predicționate ale creșterii Isuri pentru o fistră circumferențială într-un vas sub presiane din oțelul ECrMoV [187].

În fig. 1.148. se prezintă un exemptu pentru modul cum acest model de degradare cumulativă influențează creșterca fisuril într-un vas sub prestune din oțelul ½CrMoV. Efectul principal este de a realiza o viteză de creștere a fisurii sporită spre finalul dutatei de viață.

Există de asemenea modele care utilizează aneliza prin elemente finite a predicției duratei de viață a epruvete - son a co-ponentelor preduce este lucratea [159], iar programul NASTRAN este disponibil contercial la prețuri foarte ridicate. Alte modele interesante de predicție teoretică a duratei de viață la solicitări de oboscală, fluaj sau fataj-oboscală sant cele ale lui Halford [190], Miller [101] și Chan [192], iar în decada 1990-2000 s-au publicat o mulțime de modele de predicție teoretică, fiecare corelându-se cu experimentele proprii ale autorilor, dar problema modelării degradării rămânânce încă deschisă.

#### 1.11. Oboseala termică

#### 1.11.1. Generalități.

Cedarea de oboseală termică este rezultatul variației ciclice a temperaturii, care se deosebește de oboseala la temperatură ridicată, provocată de deformația mecanică ciclică. Cele două condiții necesare pentru producerea oboselii termice sunt o anumită formă de constrângere mecanică și variația temperaturii. Dilatarea sau contracția termică cauzată de modificarea temperaturii ce acționează contra constrângerii provoacă tensiuni termice. Constrângerea poate fi *externă* (de exemplu constrângerea impusă de montarea rigidă a țevilor) sau poate fi *internă* (datorată unui gradient de temperatură în interiorul piesei). La secțiunile groase este probabil să se producă gradienți de temperatură atât de-a lungul materialului cât și pe grosime, provocând creșterea tensiunilor triaxiale înalte și reducând ductilitatea materialului.

Reducerea ductilității materialului provoacă ruperi cu aspect fragil, cu dovada multor fațete de clivaj. Trăsăturile cedărilor de oboseală termică oligociclică constau în: a)- locuri de inițiere multiple unite aleator la margine, alunecând pentru a forma fisura principală; b) – ruperi transversale; c) – o pană de oxid care umple fisura; d) – rupere transcristalină.

La fisurile de oboseală termică, procesele de alunecare și de clivaj operează mai mult decât o fac la cedarea la temperatură normală, dar adesea dovada este distrusă de către formarea oxidului, etc. Oboseala termică reală se produce în acele componete precum motoarele cu ardere internă, unde sunt folosite materiale turnate cu secțiune groasă și instalații ale schimbătoarelor de căldură unde sunt folosite materiale forjate subțiri. În piesele turnate trăsăturile de proiectare de dorit sunt secțiunile uniforme, gradienți de deformație mici și o structură cu grafit lamelar cu lamele scurte.

Pentru schimbătoarele de căldură ale reactoarelor cu țiței sau cu gaz, ciclul termic este important deoarece el controlează gradienții de temperatură și în secțiunile subțiri constrângerile externe sunt de importanță minoră. În anumite cazuri cedările de oboseală termică și de rupere sub tensiune se combină. Oboseala termică este mecanismul de bază în cedările care se produc datorită ciclurilor de încălzire-răcire scurte și numeroase.

În timp ce ruperea sub tensiune devine importantă la durate sporite ale ciclurilor (proces de viteză pe termen lung), majoritatea ruperilor de oboseală termică sunt de tip de deformație oligocilică înaltă, cu suprafețele de rupere rugoase și fațetate la sau lângă locurile de inițiere și mai fibroase și cu buze de forfecare la unghiuri de 45° în aria de rupere finală.

# 1.11.2. Fenomenul de oboseală termică.

Oboseala termică apare datorită variației ciclice a tensiunilor termice prin variația temperaturii. Datorită blocării dilatării-contracției termice libere în componenta supusă ciclurilor de variație a temperaturii apar deformații elastice, elasto-plastice sau de fluaj elasto-plastic. Legat de aceste

forme de deformație oboseala se poate împărți în *policiclică* (domeniul cu deformații preponderent elastice), în *oligociclică* (domeniul deformațiilor elasto-plastice) și domeniul *de fluaj elasto-plastic* (domeniul acțiunii comune fluaj-oboseală). Chiar și la deformații termice identice, determinate de unul și același gradient de temperatură, dar cu un coeficient de blocare a deformațiilor diferit se obțin mărimi diferite ale mărimii deformațiilor mecanice (elastică, plastică și de fluaj) și ale tensiunilor termice. În plus dacă ciclul de temperatură variază atunci se împarte în cota deformației elasto-plastice (independente de timp) și cota deformației de fluaj (dependente de timp).



Fig. 1.148.: Schema blocării deformațiilor termice și coeficientul de blocare corespunzător [3,17]. Fig. 1.149.: Ciclul de temperatură T, ciclul de deformatie  $\varepsilon$  și ciclul de tensiune  $\sigma$  la oboseală termică [3,17]: a- în contrafază; b- în fază.

În fig. 1.149. se prezintă schema ce arată diferite tipuri de blocare a deformației. Deformația termică a barei de lungime unitară  $\varepsilon^{T}$  la variația temperaturii este:

$$\varepsilon^T = \alpha \cdot T \tag{1.105}$$

unde:  $\alpha$ = coeficientul de dilatare termică liniară. În schema din **fig. 1.148.** se arată căror nivele de blocare le corespund diferitele tipuri de solicitare. Coeficientul de blocare *R* este notat ca raport al deformației mecanice  $\varepsilon^{M}$  față de deformația termică  $\varepsilon^{T}$ :

$$R = \varepsilon^{M} / \varepsilon^{T} \tag{1.106}$$

În consecință se pot deosebi următoarele situații:

- R = 0; blocarea lipsește și  $\varepsilon^{M} = 0$  și  $\sigma = 0$ ;
- 0 < R < 1; blocare parțială în care apare  $\varepsilon^{M} = -R \cdot \Delta T$  și tensiune de compresiune;
- R = 1; blocare totatlă în care se dezvoltă  $\varepsilon^{M} = -\alpha \cdot T$ ;

• R > 1; suprablocare în sens opus; se adaugă o deformație mecanică de mărime mai mare decât deformația termică determinată de către dilatarea liberă, născându-se deformații aparente de compresiune  $\varepsilon_{av}$ ;

• R < 0; blocare inversă în acelasi sens cu deformația termică provocând dilatarea liberă ce se adaugă deformației mecanice și apar deformații aparente mai mari decât deformația liberă.

În fig. 1.149. se prezintă ciclurile de deformație și de tensiune corespunzătoare unui ciclu de temperatură triunghiular. Schema din fig. 1.149. corespunde unor coeficienți de blocare constanți R > 0 și R < 0. În ambele cazuri deformațiile sunt alternante; în schemă se prezintă cazul când ciclul de tensiune nu este triunghiular datorită apariției deformației plastice. La R > 10 ciclul de temperatură și de deformație este numită în contrafază (în opoziție de fază) iar la R < 10 este numit în fază.

## 1.11.3. Încerările de oboseală termică.

În anul 1954 Coffin [54] a realizat primele încercări de oboseală termică pe o instalație cu blocarea totală a deformațiilor termice. Date privind instalațiile de încercare se vor prezenta la cap. 4. Dar pentru conducerea încercărilor cu diferite mărimi ale amplitudinii deformației este necesară introducerea în dispozitivul de încercare a unui element elastic (membrane elastice, sau arcuri) care să permită obținerea unei blocări parțiale a deformației termice și deci corelatia Manson-Coffin de forma  $\Delta \varepsilon_{in}$  -  $N_f$ .



(uarl)  $MN/m^2 \rightarrow J \rightarrow$ -10 #-0a7 6 ۹۲ .a.r. 10 æ 574

Fig. 1.150.: Variația corelației  $\Delta \varepsilon_{in} - N_f$  în cazul Fig. 1.151.: Mărimea dilatării libere și a alungirii constanței coeficientului de blocare R adontat la incercarea de oboseală termică de tip Coffin [80] și în cazul  $\Delta T$  și T constante adoptate pe instalațiile servohidraulice.

aparente (sus) și bucla de histereză tensiunedeformație (jos) la oboseală termică în fază (stânga) și in conrafază (dreapta) pentru oțelul cu 0,16%C  $(\Delta \epsilon = 0,5\%)$  [17].

În fig. 1.150. se prezintă influența variației temperaturii  $\Delta T$  (pentru T=const, R=const și ∆T=const.) asupra corelației Manson-Coffin cu creșterea temperaturii maxime de îcnercare. De aceea pentru obținerea unor ecuații univoce se preferă conducerea încercărilor de oboseală termică pe instalații cu acțiunea independentă a ciclurilor termice și mecanice. Încercările de oboseală oligociclică cu controlul deformației impuse se realizează [80] cu deformații cu ciclu

triunghiular (fig. 1.149.) și sincron cu ciclul de temperatură triunghiular. Conducerea încercărilor la care  $\Delta T=0$  sunt denumite *încercări de oboseală oligociclică izotermă*.

Suprapunerea unui ciclu de solicitare mecanică peste ciclul termic al epruvetei este denumit oboseală termomecanică. Oricum cazul oboselii termice este cazul particular din **fig. 1.149.a.** al oboselii termomecanice în care ciclul termic induce tensiuni și deformații în contrafază (la temperatura maximă compresiune și la temperatura minimă tracțiune). În vederea determinării amplitudinii deformației pe epruveta neblocată se aplică ciclul termic cu  $\Delta T = T_2 - T_1$  cu ajutorul instalației de termoreglare și a temocuplei sudate pe epruvetă și se determină deformația termică  $\varepsilon^T$  și aplitudinea deformației termice  $\Delta \varepsilon^T$ . Coeficientul de dilatare termică liniară se determină din raportul lungimii calibrate a epruvetei  $l_{f,\Delta T}$  și lungimea inițială l<sub>0</sub>:

$$\alpha_{\Delta T} = l_{f,\Delta T}/l_0 \tag{1.107}$$

și din acesta se determină coeficientul de blocare pentru un interval  $\Delta T$  dat și o amplitudine a deformației mecanice  $\Delta \varepsilon$ :

$$R = -\Delta \varepsilon / \alpha \cdot \Delta T \tag{1.108}$$

iar amplitudinea deformației aparente:

$$\Delta \varepsilon_{ap} = \Delta \varepsilon + \alpha \cdot \Delta T = (1 - R) \cdot \alpha \cdot \Delta T \tag{(.109)}$$

În fig. 1.151. se prezintă cazul înregistrării dilatării termice libere  $\alpha \cdot \Delta T \cdot l_0$  și a alungirii aparente  $(1 - R) \cdot \alpha \cdot \Delta T \cdot l_0$  la oboseală termică în fază și în contrafază în funcție de temperatură.

# 1.11.4. Bucla de histereză tensiune-deformație.

În general încercările de oboseală termică sunt încercări cu amplitudinea deformației constantă în ciclu iar bucla de histereză (curba tensiune-deformație) pentru primul ciclu de solicitare poate să aibe forma din fig. 1.152.a. (pentru materiale cu înmuiere ciclică), fig. 1.152.b. (pentru materiale cu întărire ciclică); la încercările de oboseală oligociclice cu controlul tensiunii în încercare (amplitudinea tensiunii constantă în ciclu) forma buclei de histereză în primul cilu se prezintă în fig. 1.152.c [81]. În cazul încercărilor de oboseală oligociclică bucla de histereză are o stabilizare elastică (fig. 1.153.a.) iar în cel de oboseală oligociclică se produce stabilizarea elasto-plastică (fig. 1.153.b.); în fig. 1.153.c. este cazul cedării progresiv plastice până la rupere (fenomenul de *ratcheting=curgerea ciclică*) [81]. Locul geometric al vârfurilor buclelor de histereză la diferite mărimi ale amplitudinii deformației constituie caracteristica de deformare ciclică a unui material (fig. 1.154.), diferită de caracteristica de la tracțiunea statică.

În **fig. 1.155**. se prezintă exemplul buclei de histereză tensiune-deformație la oboseală termică și la oboseală oligociclică la temperatură înaltă [17], în care forma ciclului de temperatură și de deformație a fost triunghiulară, deci cu viteză de variație a temperaturii constantă.

La oboseală oligociclică la temperatură înaltă bucla de histereză are aceeași formă atât la tracțiune cât și la compresiune și se observă o diferență față de oboseala termică. În special la temperaturi de peste 600°C dacă se formează fluajul se produce scăderea vizibilă a tensiunii. Oricum bucla de histereză este aproape identică la oboseala termică în fază cu cea în contrafază prin inversarea tracțiunii cu compresiunea.



Fig. 1.152.: Bucla de histereză la deformație controlată (a, b) și la sarcină controlată (c) [81].



a) Stabilizare elastica



c) Cedare progresiv plastică

Fig. 1.153.: Forme de stabilizare a buclelor de histereză [81].







Fig. 1.155: Bucla de histereză la oboseala termică în fază (a) și în contrafază (b) a oțelului SUS 304 (liniile subțiri pentru oboseală oligociclică izotermă) [17].
## 1.11.5. Corelația între amplitudinea deformației plastice și durabilitatea la oboseală.

În fig. 1.156. se prezintă [17] rezultatele încercărilor la oboseală termică a oțelului cu puțin carbon S15C și a oțelurilor inox austenitice SUS 304 și 347. Pentru toate ciclurile de temperatură rezultatele se exprimă sub forma corelațiilor liniare descrise de ecuații de tip Manson-Coffin. Prin creșterea valorii  $\Delta T$  sau prin mărirea lui  $T_{max}$  durabilitatea la oboseală scade. Aceeași observație se face și pentru oțelul inox tip SUS 347. Rezultatele din fig. 1.157. pentru încercările de oboseală termică din [17] relevă că se obțin caracteristici diferite la încercările în fază și în contrafază, mai ales la temperaturile maxime ridicate.

Rezultatele din **fig. 1.158**. arată influența menținerii la deformație la tracțiune constantă asupra durabilității oțelului SUS 304. La ciclul în fază de oboseală termică la temperatura maximă la tracțiune efectul menținerii nu se manifestă, în timp ce datele la încercarea în contrafază relevă aceeasi scădere a durabilității [83].



**Fig. 1.156.:** Corelația între amplitudinea deformației plastice și durabilitatea la oboseală termică în fază (a-c) și în contrafată (d, e) [17]: a- epruvetă cilcindrică cu perete subțire, f=0,5-1 cicl/min, oțel S15C; b- identic pentru oțelul SUS 304; c- identic pentru oțelul SUS 347; d- f=1 ciclu/min, oțel S15C; e- f=0,5 cicl/min, oțel SUS 304.





Durata de menținere t<sub>men</sub> [min] →

Fig. 1.157.: Compararea durabilității la oboseală termică în fază (1) și în contrafază (2) și oboseala oligociclică (3) (f=0,5 cicl/min) [82]: a-1Cr1Mo0,25V; b-12CrMoMnV; c- oțel SUS 304; d-Hastelloy X.

Fig. 1.158.: Influența menținerii la deformație la tracțiune constantă asupra durabilității la oboseală la oboseală termică în fază ( $T_{max}=550$ °C;  $T_{min}=200$ °C;  $t_h=$ durata unui ciclu [83]: A- izoterm; B-ciclu în fază; C- ciclu în contrafază.

#### 1.11.6. Formarea și creșterea fisurilor de oboseală termică.

În fig. 1.159. se prezintă forma fisurii de oboseală termică a patru materiale termorezistente [80]. Fisurile s-au examinat pe epruvetele cu crestătură longitudinale degradate cu amplitudinea

deformației  $\Delta \varepsilon = 1\%$ . La oboseală termică în fază caracterul ruperii a fost intercristalin, în timp ce la cele în contrafază a fost predominant transcristalin. La încercările în contrafază se remarcă formarea fisurilor și a golurilor la limitele de grăunți, iar la cele în fază pe suprafața epruvetelor se formează adesea microfisuri cu dimensiuni aproximative cu cele ale unui grăunte [80].



Fig. 1.159.: Fisuri de oboseală termică în fază (I) și în contrafază (II) și de oboseală oligociclică la temperatură înaltă (III) a materialelor termorezistente [80]: a- 1CrMo0,25V; b- 12CrMoWV; c- SUS 304; d- Hastelloy X.

#### 1.11.7. Cedarea la oboseală termică.

Gradienții termici tranzienți dintr-o componentă pot induce deformații plastice și dacă acești gradienți sunt aplicați repetat rezultă deformații ciclice care pot provoca cedarea componentei. Aceste proces este cunoscut ca oboseala termică.





Fig. 1.160.: Imaginea schematică a modificării formei Fig. 1.161.: Fisurare de oboseală termică [3]. paletelor turbinei datorită ciclurilor de încălzire-răcire, provocând cedarea de oboseală termică [15].

Efectele deformațiilor care sunt induse de tranziențele termice pe paleta turbinei cu gaz se arată scematic în **fig. 1.160**. Deformațiile termice sunt generate în paletă deoarece suprafețele exterioare își schimbă temperatura mult mai rapid decât metalul din interior. Aceste efecte ale oboselii termice se pot dezvolta în palete după durate de serviciu relativ scurte (10.000 la 100.000 de cicluri). În paletele de turbină se suprapun deformațiile de fluaj peste deformațiile

termice și aceasta justifică reducerea durabiltății probabile. Factorii structurali la ruperea prin oboseală termică depind în mare măsură de anvergura deformației elasto-plastice  $\Delta \varepsilon_{ep}$  în fiecare ciclu de solicitare. La valori mici ale lui  $\Delta \varepsilon_{ep}$  (0,2-1%) durabilitatea este mare și ruperea prezintă indicii ale oboselii mecanice cu excepția unei aplatizări mărite a reliefului și a multiplicării focarelor de rupere [3]. O dată cu creșterea valorii lui  $\Delta \varepsilon_{ep}$  (3-4%) dispar simptomele oboselii iar numărul de cilcuri este de 10-100, corespunzător oboselii oligociclice cvasistatice. Un exemplu de fisură de oboseală termică se prezintă în **fig. 1.161** pentru aliajul HN70BMTIu solicitat cilclic la T<sub>max</sub>=900°C cu  $\Delta \varepsilon_{ep}$ =0,6%

Fisurile de oboseală termică se inițiază de-a lungul suprafeței și progresează spre interior. Ele sunt orientate normal la suprafață și se pot produce separat sau în multiplii. Deoarece fisurile se inițiază din exterior cantitatea de coroziune și oxidare de-a lungul suprafeței unei fisuri de oboseală termică este invers proporțională cu adâncimea fisurii. Pe de altă parte în fisurile de rupere sub tensiune oxidarea este mai unifornă. Fisurile de oboseală termică pot progresa intercristalin, dar cel mai des ele progresează transcristalin. Deși suprafața unei fisuri de oboseală termică este relativ plană ea poate avea o textură fie dendritică (la aliaje turnate) fie netedă (la aliaje forjate). Fluajul excesiv produce numeroase fisuri de suprafață, pe când oboseala termică produce fisuri orientate la suprafață, care uzual sunt relativ puține numeric. Tipic suprafețele de rupere ale componentelor fisurate la rupere sub tensiune sunt neregulate și discontinui, în contrast cu suprafețele plane, continue ale ruperilor de oboseală termică.

## 1.12. Cercetări experimentale proprii ale autorului la oboseală termică, fluaj și obosealăfluaj.

Încercările de oboseală termică s-au efectuat pe instalația de încercare IIOT-2, comandată de la computer, proiectată și realizată de către autor, care se prezintă la cap. 4. Parametrii de temperatură, forță și de deformație diametrală realizați experimental asigură cerințele procedurilor standard de încercare (erori maxime sub ±1% pentru temperatură și sub ±2% pentru forță și deformație). Ca proceduri standard de încercare s-au utilizat cele conf ASTM E606 [11] și GOST 25.505-85 [199]. Epruvetele de încercare s-au realizat conform **fig. 1.162.** având o formă cilimdrică, toroidală cu diametrul exterior de 13mm și diametrul interior de 12mm. Precizia de execuție a epruvetelor de încercare s-a încadrat în cerințele procedurilor standard de încercare. Instalația a permis inregistrarea cu un tact de 2 secunde perechile de puncte tensiune-deformație axială ( $\sigma$ - $\varepsilon_x$ ) și a temperaturii corespunzătoare.

Oțelurile încercate la ISIM Timișoara sunt prezentate în **tab. 1.4**., unde se prezintă și compoziția chimică a acestora.



Fig. 1.162.: Epruveta de încercare la oboscală termică în stare inițială și fisurată după încercare.

Marca		Co	mpoziți	ia chim	ică (coi	nf. stan	idardu	ui) [%	]	_
otelului	С	Mn	Si	Р	S	Ni	Cr	Mo	V	Alte
0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
12H1MF	0.08-0.15	0,4-	0.17-	≤′),03	≤0.025	≤0.25	0.9-	0.25-	0,15-	0.015-
(GOST 1050)		0,7	1.37				1.2	0.35	0.30	0.035
								·		Al
14CrMo4	max.	0,35-	0.13-	man.		•	C		-	-
STAS 2883-	0.19	0.84	0.37	1.1-	0.045		1.1-	1-0.62		
80)						·				
2CrMo19.5	max.	0.45	1.4.	n.ax.	max.		+ +	(10. <del>4</del> 5+	-	-
DIN 17175)	0.115			0.030	0.030	! :	5.50	0.5		
X20CrMoV12.1	0.17-0.23	≤0.10	≤(),5	max.	max.	0,30-	10.0-	0.80-	0.25-	-
(DIN 17175)			i	0.030	0.030	0.80	12.5		0,35	
12CrMoV3	0.08-0.16	max.	≤(),4()	max.	max.	-	0.5 2-	()-	0.16-	-
DIN 17175)		0,80		0.030	0.030	1	1.20	: 25	0.30	
15.128.5	0.08-0.15	0.4-	<u>e.1</u> -	max.	max.	≤0,25	e et er e	1,25-	0,15-	0.25Cu
(CSN 41.5128)		0.7	0.37	0.030	0.030		1.2	32	0.30	

Tab. 1.4.: Compoziția chimică a oțelaritor încercate la oboseală termică.

Otelul rusese 12H1MF este utilizat in termocentrale pentru elemente ale cazanelor de abur și pentru conducta de abur viu de la CET București. Oțelul românese 14CrMo4 utilizat uzual pentru elemente ale cazanelor de abur a fost folosit într-o instalație chimică pentru o conductă ea e vehiculează un gaz de proces. Ofelel 12CrMo19.5 (W17362) a fost destinat pentru aplicația respectivă pentru o instalație de cracare analitică. Oțelurile X20CrMoV12.1 și 12CrMoV3 au fest utilizate la componentele cazanelos de abar de la CET Hallinga Drobeta Turnu Severin. Ojelul cehese 15.128.5 este destinat conducielor de abur viu de la CET București-Sud. În tab. 1.5. se prezintă caracteristicile de rezistență standard și cele efectiv determinate la ISIM.

Tab. 1.5.: Caracteristici me	canice de reziste	nța ale oțelurili	or mives h	gate	•
Marca otelului	$R_{p0,2} [N \pi n n^{-}].$	R. [N mm <sup>-</sup> ]	Asthere	-1-	KV [J] la
	min.	I	nin.		+20°C,min.
0	1	2	3		4
12H1MF (GOST 1050)		47(2-5-91)	21		31
14CrMo4 (STAS 2883-80)	2-:		19		31
12CrMo19.5. (DIN 17175)		510-chu	17		34
<sup>3</sup> .20CrMoV12.1 (DIN 17175)	1. 1.98	190.840	<u></u>		
12CrMoV3 (DIN 17175)	25	487-651	21		
15.128.5 (CSN 41.5128)	355	490-690			$\frac{1}{CL} = \min \left\{ \frac{50L}{50L} \right\}$

Ta	o. 1.5.:	Característici	mecanice c	le rezisiență ale	e otelurilor	rinvestigate
----	----------	----------------	------------	-------------------	--------------	--------------

H.M.TezaDoct.2002

KCU<sub>3</sub>=min. 50J cm<sup>-</sup>

12H1MF	T[°C]	20°	200°	300°	400°	500°	600°
(GOST 1050)	$R_{p0,2} [N/mm^2]$	-	255	230	205	190	-
	E [N/mm <sup>2</sup> ]	2,13·10 <sup>5</sup>	2,04.105	1,93·10 <sup>5</sup>	1,85·10 <sup>5</sup>	1,76·10 <sup>5</sup>	1,66.105
	ν[-]	0,30	0,31	0,31	0,31	0,32	0,32
14CrMo4	T [°C]	20°	200°	300°	400°	500°	600°
(STAS 2883-80)	$R_{p0,2} [N/mm^2]$	-	255	230	205	190	-
	E [N/mm <sup>2</sup> ]	2,13·10 <sup>5</sup>	2,00.105	1,93·10 <sup>5</sup>	1,85·10 <sup>5</sup>	1,76.105	1,66.10
	ν[-]	0,30	0,31	0,31	0,31	0,32	0,32
12CrMo19.5.	T [°C]	20°	200°	300°	400°	500°	600°
(DIN 17175)	$R_{p0,2} [N/mm^2]$	-	255	230	205	190	-
	E [N/mm <sup>2</sup> ]	2,12·10 <sup>5</sup>	$1,77 \cdot 10^{5}$	1,57·10 <sup>5</sup>	1,47.10	1,37·10 <sup>5</sup>	1,32.10
	ν[-]	0,30	0,31	0,31	0,31	0,32	0,32
X20CrMoV12.1	T [°C]	20°	200°	300°	400°	500°	600°
(DIN 17175)	$R_{p0,2} [N/mm^2]$	-	431	392	353	265	-
	$E[N/mm^2]$	$2,2.10^{5}$	2,15·10 <sup>5</sup>	$2,1\cdot 10^5$	2,0.105	1,9·10 <sup>5</sup>	1,8.10 <sup>5</sup>
	ν[-]	0,30	0,31	0,31	0,31	0,32	0,32
12CrMoV3	T [°C]	20°	200°	300°	400°	500°	600°
(DIN 17175)	$R_{p0,2} [N/mm^2]$	-	255	230	205	190	-
	$E[N/mm^2]$	2,13·10 <sup>5</sup>	2,02·10 <sup>5</sup>	1,93·10 <sup>5</sup>	1,85·10 <sup>5</sup>	1,76·10 <sup>5</sup>	1,66.10 <sup>5</sup>
	ν[-]	0,30	0,31	0,31	0,31	0,32	0,32
15.128.5	T [°C]	20°	200°	300°	400°	500°	600°
(CSN 41.5128)	$R_{p0,2} [N/mm^2]$	-	285	245	220	210	-
	E [N/mm <sup>2</sup> ]	2,13·10 <sup>5</sup>	2,04.105	1,93·10 <sup>5</sup>	1,85·10 <sup>5</sup>	$1,76 \cdot 10^5$	1,66·10 <sup>5</sup>
	ν[-]	0,30	0,31	0,31	0,31	0,32	0,32

**Tab. 1.6.** Varaiația cu temperatura a limitei de curgere  $R_{p0,2}$ , a modulului de elasticitate E și a coeficientului Poisson  $\nu$  pentru oțelurile investigate.

În tab. 1.6. se prezintă variația cu temperatura a limitei de curgere  $R_{p0,2}$ , a modulului de elasticitate E și a coeficientului Poisson  $\nu$  pentru oțelurile investigate.

Pentru fiecare oțel invstigat încercările de oboseală termică s-au efectuat pe selecții de minim 12 epruvete, încercându-se la patru nivele diferite ale anvergurii deformației totale  $\Delta \varepsilon_t$  [%] cîte 3 epruvete până la apariția fisurii (lungă de 1-2mm) la variația de temperatură  $\Delta T$  impusă. Nivelul anvergurii deformației totale  $\Delta \varepsilon_t$  [%] a fost determinat prin alegerea corespunzătoare a domeniului variației temperaturii, a grosimii peretelui epruvetei și a rigidității arcului înseriat cu epruveta. Notăm că instalația de încercare dispune de 10 arcuri cu rigiditate crescătoare (în intervalul 60-300kN/mm).

Apoi prin aplicarea procedurii statistice [211] de prelucrare a rezultatelor experimentale s-au obținut curbele de oboseală termică (dreptele Manson-Coffin) cu probabilitatea medie (50%) de rupere și bezile de dispersie corespunzătoare probabilității de rupere de 5%, respectiv 95%.

Încercările de oboseală termică în dinți de fierăstrău (încălzire-răcire) pe oțelul rusesc 12H1MF pentru conducte de abur viu din termocentrale s-au realizat între 60° ⇔540°C, fără menținere, deci s-a realizat o solicitare de oboseală pură. Durata perioadei de încălzire a fost de cca. 30sec., iar cea de răcire de cca. 340 sec., ciclul rezultatnt fiind de oboseală oligociclică. În **fig. 1.163.** se prezintă curba de oboseală termică (variația în coordonate dublu logaritmice a anvergurii

deformației plastice în funcție de numărul de cilcuri până la apariția fisurii,  $2\Delta\varepsilon_{ap} - N_f$ ). Ecuația de oboseală termică pentru oțelul 12H1MF (metal de bază) are forma:

(1.111)

 $2\Delta\varepsilon_{ap}=12,291N_f^{-0.5505}$ 



Fig. 1.163.: Ecuația Manson-Coffin cu benzile de dispersie pentru oțelul 12H1MF încercat la oboseală termică în intervalul 60°⇔540°C.



Fig. 1.164.: Forma schematizată a ciclurilor de oboseală termică pură și a celor de oboseală termică cu meținere la temperatura amximă. Se observă relaxarea tensiunilor la fluaj (dreapta) [224].



Fig. 1.165.: Diagrama de oboseală termică în coordonate  $2\Delta \varepsilon_{ap} - (t_f/t_{f+c})$  [224].

Pentru oțelul 12H1MF s-au realizat și încercări de oboseală termică cu menținere de 360 sec la temperatura maximă a ciclului de 540°C, pe această porțiune producându-se relaxarea tensiunilor la fluaj (oboselă combinață cu fluajul), precum indică **fig. 1.164.** 

În **fig. 1.165.** se prezintă diagramele de oboseală termică (pentru probabilitatea de rupere de 50%) în coordonate dublu logaritmice ale anvergurii deformației plastice  $2\Delta\varepsilon_{ap}$  [%] în funcție de durata până la rupere la oboseală  $t_f$  [min] și de cea de rupere la oboseală-fluaj  $t_{f+c}$  [min]. Se observă că deși durata totală până la rupere crește o dată cu creșterea duratei de menținere numărul de cicluri până la fisurare se reduce.

În **fig. 1.166.** se prezintă diferența între curbele de oboseală termică pură și de oboseală cu fluaj în coordonatele dublu logaritmice ale anvergurii deformației plastice  $2\Delta \varepsilon_{ap}$  [%] în funcție de numărul de cicluri până la rupere la oboseală  $N_f$  [cicluri]. Se observă cum curba de obosealăfluaj se deplasează în stânga și în jos față de curba de oboseală pură.



Fig. 1.166.: Influența duratei de menținere asupra curbei de oboseală termică [224]

Oțelul 14CrMo4 a fost testat complex atît la fluaj, cât și la oboseală termică fără menținere și cu menținere la temperatura maximă a ciclului, și s-au efectuat de asemenea determinări de parametru A pe baza încercărilor întrerupte.

Încercările de determinare a rezistenței tehnice de durată la fluaj s-au realizat pe mașinile de încercare la fluaj de tip WPM (Germania), cu încadrarea carateristicilor de determinare a forței și a temperaturii în clasa 1 de precizie. Rezultatele încercărilor la fluaj pe un set de 20 de epruvete prelevate din conducta din oțelul 14CrMo4 se materializează în diagrama rezistenței tehnice de durată din **fig. 1.167.** pentru extrapolarea duratei de viață cu 30.000 de ore.



Fig. 1.167.: Curbele de fluaj pentru material prelevat dintr-o conductă de abur din oțeul 14CrMo4, ce a funcționat în serviciu peste 110.000 ore.

Prin extrapolare valorile rezostenței tehnice de durată (la 30.000 ore la temperaturile de 570 °C, 535°C, și 500°C) sunt următoarele:

$$R^{570}_{r,30,000} = 62 MPa; R^{535}_{r'30,000} = 99 MPa; R^{500}_{r/30,000} = 149 MPa$$

Verificarea conductei de abur la fluaj s-a efectuat luând în considerare condițiile de lucru ale acesteia : • solicitarea în starea de membrană (se consideră o țeavă cu perete subțire); • presiunea internă : 40 bari; • diametrul interior (nominal): 324 mm; • presiunea de calcul: 52 bari (1,3xpresiunea de lucru); • temperatura de calcul: 500°, 535° și 570°C; valorile tensiunii admisibile  $R_{r,30,000}^{T}$ .

Pentru efectuarea calculelor s-a considerat că cedarea țevii apare atunci când tensiunea atinge valoarea  $R_{r/30,000}^{T}$  pe baza relației:

$$s = k \cdot \frac{P \cdot d_{\text{int}}}{2R^T r/30.000} \tag{1.112}$$

unde: • s = grosimea peretelui țevii [mm]; •  $d_{int} =$  diametrul interior al țevii [mm]; • p =presiunea de calcul ; •  $R_{r,30.000}^{T}$  = reyistența de durată convențională (tehnică) la 30.000 ore și la temperatura T; • k = coeficient de siguranță ales egal cu 2,5. După aplicarea calculelor s-a constat că grosimea minimă de perete admisibilă pentru o funcționare cu încă 30.000 de ore în condițiile specificate de serviciu sunt de 11mm la 570°C, 16 mm la 535°C și 26 mm la 500°C. Întrucât grosimea minimă a peretelui țevii determinată prin control nedistructiv a fost de 16mm s-a considerat ca aceasta va rezista în exploatare la temperatura de funcționare de 535°C. Pentru evidențierea influenței fluajului asupra rezistenței la oboseală termică s-au efectuat și încercări de oboseală termică cu menținere la tempeartura maximă a ciclului termic, atunci când se suprapune după un ciclu de oboseală pură relaxarea tensiunilor la fluaj.



Fig. 1.168.: Curba de oboseală termică pentru solicitarea oțelului 14CrMo4 în coordonate anvergura deformației totale  $\Delta \epsilon_i$  – numărul de cicluri până la rupere  $N_f$ , în regimul 60°  $\Leftrightarrow$  535°C [225].



Fig. 1.169.: Dreptele de probabilitate de rupere în funcție de numărul de cicluri până la rupere pentru regimul de oboseală termică, pură și pentru regimul cu menținere la temperatura maximă (600 sec, respectiv 3.600 sec) [225].

Încercările de oboseală termică pe materialul prelevat din conducta din oțelul 14CrMo4 s-au efectuat în domeniul 60°⇔535°C în două variante de solicitare: fără menținere și cu menținere la temperatura maximă a ciclului. Durata semiciclului de încălzire a fost de 30 sec, durata celui de răcire de 325 sec, iar menținerile au avut durate de 600 sec și de 3.600 sec. Curba de oboseală termică pură pentru oțelul 14CrMo4 se prezintă în fig. 1.168., curba comparativă între regimul de oboseală termică fără menținere și cel cu menținere de 600 sec, respectiv de 3.600 sec sec se prezintă în fig. 1.169.

De asemenea în **fig. 1.170.** se prezintă o comparație a curbelor de probabilitate medie (P=50%) pentru încercările de oboseală termică (regim neizoterm) efectuate la ISIM pe acest oțel cu curba de încercare la oboseală în regim izoterm pe același tip de oțel (13CrMo44) la temperatura de 540°C. Ecuația Manson-Coffin pentru curba de oboseală termică fără menținere are forma:

$$\Delta \varepsilon_t = 85,064 N_f^{-0.8679} \tag{1.113}$$



Fig. 1.170.: Compararea regimului izoterm cu cel neizoterm de ooboseală oligociclică [225].

Din fig. 1.170. se remarcă faptul că pentru regimul de solicitare de oboseală termică (oboseală oligociclică în regim dur de solicitare, cu controlul deformației totale) curba coboară în jos și se deplasează la stânga față de cea în regim izoterm (conf. Rie [226]).





Fig. 1.171.: Aspectul cu pori separați la limitele grăunților pentru oțelul 14CrMo4 încercat la fluaj [225].

Fig. 1.172.: Traseul transcristalin al fisurii de oboseală termică în regimul  $60^{\circ} \Leftrightarrow 535^{\circ}$ C pentru oțelul 14CrMo4 [227].

În fig. 1.171. se prezintă porii formați la încercarea de fluaj, iar în fig. 1.172. se prezintă traseul fisurii de oboseală termică. observat pe șliful metalografic al unei epruvete fisurate la oboseală termică în regimul  $60^{\circ} \Leftrightarrow 535^{\circ}$ C (se observă traseul transcristalin și acoperirea flancurilor fisurii cu oxid, tipică pentru aceste cazuri)

În continuare se prezintă rezultatele încercărilor de fluaj și de oboseală termică pe oțelul cehesc 15.128.5 pentru conducte de abur viu din termocentrale. Parametrii de lucru ai conductei au fost următorii: • țeavă  $\phi$ 273x36mm. • presiunea de lucru *p*=152 ata; • temperatura de lucru *T*=540°C; • temperatura maximă:  $T_{max}$ =560°C; • număr ore de funcționare:  $t_{serv}$ =154.600 ore; număr de porniri-opriri  $n_{p-o}$ =118 cicluri.



Fig. 1.173.: Curbele de fluaj experimentale și cele prescrise de către standardul CSN 41.5128 [228].

Curbele comparative de fluaj (experimentae și conf. standardului CSN 41.5128) [228] se prezintă în fig. 1.173. În această figură se prezintă rezultatele experimentale pentru rezistența tehnică de durată, extrapolată la 40.000 ore și la 50.000 ore după metodele Larson-Miller, Sherby-Dorn, și Manson-Halford, împreună cu valorile impuse de standardul de material pentru acest oțel pentru 100.000 ore.

Se constată că pentru temperaturi de peste 535°C valorile extarpolate pentru toate cele 3 metode sunt superioae celor preserise în standardul de material, extrapolarea datelor de fluaj fiind valabilă chiar și pentru 50.000 de ore. Totuși din conservatorism se prelungește durata de exploatare cu 40.000 ore. Interferența la temperaturi sub 535°C a valorilor experimentale cu cele impuse de standardul de material poate fi cauzată datorită faptului că încercările s-au efectuat totuși la temperaturi superioare iar extrapolarea spre temperaturile mai joase poate să afecteze rezultatele.

Pe materialul supus investigației s-au efectuat încercări de oboseală termică în regimul de solicitare termică 60°⇔535°C fără menținere la temperatura maximă de încercare. Curba de oboseală termică în regimul de oboseală pură (fără menținere) se prezintă în fig. 1.174.



Fig. 1.174.: Curba de oboseală termică a oțelului 15.128.5 [228,229].

Ecuația Manson-Coffin pentru graficul prezentat în **fig. 1.174.** pentru oțelul 15.128.5 în coordonatele anvergura deformației totale  $\Delta \varepsilon_t$  în funcție de dublul numărului de semicicluri până la rupere  $2N_f$  este următoarea:

$$\Delta \varepsilon_t = -1.0246(2N_t)^{-0.386} \tag{1.114}$$

În continuare pe baza curbei de oboseală termică din fig. 1.174. și a curbei experimentale de fluaj din fig. 1.174. s-a efectuat un calcul de cumulare a degradărilor conform Cazului N-47 a Codului ASME [8]. Astfel mai întâi se determină valoarea deformației totale  $\Delta \varepsilon_t$  cu ajutorul relației (2) din [8]:  $\varepsilon_1 = 0,2012\%$ . Pentru o deformație  $\Delta \varepsilon_t = 0,2\%$  din curba de oboseală termică ( $n \varepsilon_t$ , 7 și tab. 3 din [8]) rezultă valoarea ( $N_{dJ_j} = N_{i \mod p=50\%} = 37.520$  cicluri. Considerând conform [5,6] un coeficient de siguranță pentru anvergura deformației  $n_e = 2$  și un coeficient de siguranță pentru numărul de cicluri de  $n_N = 10$  din curba din figura 8 din [8] pentru  $\Delta \varepsilon_t = 0,2/2$ =0,1% rezultă o durabilitate  $N_{f n/d} \approx 50\% = 26000$  cicluri. Aplicând coeficientul de siguranță  $n_N = 10$ , rezultă numărul de cicluri adimisibil de 2600 cicluri.

Se calculează raportul dintre numărul de cicluri de pornire-oprire preconizate de 142, rezultă cota de degradare la oboseală (termică):

$$\sum \left(\frac{n}{N_z}\right) = 0,0546 \tag{1.115}$$

Cota de degradare la fluaj se calculează cu ajutorul relației:

$$\sum \left(\frac{\Delta t}{T_{a}}\right)_{k} = \frac{40.000}{50.000} = 0.8$$
(1.116)

Considerând acțiunea comună fluaj-oboseală, suma cotei de degradare calculată cu prin însumarea celor două cote este de 0,8546 inferiorară valorii 1 corespunzătoare însumării liniare a degradărilor. În **fig. 1.175.** se prezintă diagrama cumulării degradărilor fluaj-oboseală, în care sunt trasate și diagramele pentru oțelurile inox austenitice tip 304 și 316, oțelul slab aliat 2-1/4Cr-1Mo și aliajul 800H tip NiFeCr preluate din [8].



Fig. 1.175.: Diagrama de însumare liniară a cotelor de degradare la fluaj și la oboseală pentru materialul prelevat din conducta de abur viu din oțelul 15.128.5 [228].



Fig. 1.176.: Curba de oboseală termică a oțelului 16Mo3 [229].

În **fig. 1.176**. se prezintă curba de oboseală termică obținută pe epruvetele prelevate și încercate dintr-o îmbinare sudată a unei conducte  $\phi$ 273x28mm din oțelul 16Mo3, în regimul de soliciatre termică pură 60° $\Leftrightarrow$ 530°C. De asemenea în figură se prezintă și benzile de dispersie a domeniului de variație pentru probabilitățile de rupere între 5% și 95%.

Ecuația Manson-Coffin pentru acest material are următoarea formă:

$$\Delta \varepsilon_t = 11,025 N_f^{-0.5543} \tag{1.117}$$

unde:  $\Delta \varepsilon_t$  = anvergura deformației totale [%];  $N_f$  = numărul de cicluri până la cedare.

Epruvetele de încercare la oboseală termică, conf. fig. 1.162. s-au prelevat din conducta sudată din oțelul 12CrMoV3 cu diametrul exterior  $\phi$ 273 și grosimea de 28mm conf. planului de prelevare din fig. 1.177.

Regimul de solicitare termomecanică aplicat epruvetelor tubulare a fost ales ținând cont că oțelul 12CrMoV3 utilizat în conducta lucrează în exploatare la temperatura maximă de 530°C. În această situație, ținând seama de rezistența acestui oțel ciclul de oboseală termică (pentru a simula regimurile de încălzire și oprire accidentală) a fost ales în intervalul 60°C  $\Leftrightarrow$  530°C. Pentru încercarea de oboseală termică s-a ales varianta de solicitare în dinți de fierăstrău, fără mentinere.



#### SPECIFICATIA PROBELOR



Fig. 1.177.: Planul de prelevare a epruvetelor de încercare la oboseală termică din țeava din oțelul 12CrMoV3.

Parametrii regimurilor de solicitare au fost:

- Temperatura minimă  $T_{min} = 60 \,^{\circ}\text{C};$
- Temperatura maximă  $T_{max} = 530 \,^{\circ}\text{C};$
- Timpul de încălzire *t*<sub>inc</sub> = 50 sec;
- Timpul de răcire  $t_{rac} = 330$  sec;

Rigiditatea încercărilor a variat în trepte fixe în intervalul 60 - 300 kN/m care au condus anverguri ale deformației totale  $\Delta \varepsilon_T$ , în intervalul de la 0,40 % la 1,12 %.

În tab. 1.7.. se prezintă rezultatele experimentale (perechile de puncte: anvergura deformației totale  $\Delta \varepsilon_T$  [%] și numărul de cicluri până la rupere  $N_f$  [cicluri]) pentru oțelul 12CrMoV3 (marcaj C) din materialul de bază (MB) și în tab. 1.8. pentru materialul din îmbinarea sudată (SUD) a conductei la regimul termic de 60°  $\leftrightarrow$  530°C, fără menținere.

Nr.crt	1	2	3	4	5	6	7
Магсај	MB1	MB2	MB3	MB4	MB5	MB6	MB7
epruv.							
Δε <sub>τ</sub> [-]	0,0112	0,011	0,008	0,0079	0,0079	0,0041	0,004
$\Delta \varepsilon_T [\%]$	1,12	1,10	0,80	0,79	0,79	0,41	0,40
$N_f$	90	118	259	226	212	511	704
[cicluri]	r.						

**Tab. 1.7.:** Rezultatele experimentale la încercarea de oboseală termică pentru materialul de bază (MB) din țeava din oțel 12CrMoV3 în regim 60° ⇔530°C, fară menținere.

**Tab. 1.8.:** Rezultatele experimentale la încercarea de oboseală termică pentru materialul din îmbinarea sudată (SUD) din țeava din oțel 12CrMoV3 în regim 60° ⇔530°C, fară menținere.

Nr.crt	1	2	3	4	5	6	7
Marcaj epruv.	IS1	IS2	IS3	IS4	IS5	IS6	IS7
$\Delta \varepsilon_T[-]$	0,0111	0,011	0,0081	0,008	0,0079	0,0041	0,004
$\Delta \varepsilon_T [\%]$	1,11	1,10	0,81	0,80	0,79	0,41	0,4
$N_f$	74	120	189	201	262	498	713
[cicluri]							

Prelucrarea statistică a rezultatelor experimentale prezentate în tab. 1.7. și tab. 1.8. pentru oțelul 12CrMoV3, se face după prescripțiile din procedura standard ASTM E 739 [38]. Calculul statistic al rezultatelor experimentale începe cu calculul estimatorilor A și B și cu cel al intervalelor de încredere pentru probabilitatea P (90% sau 95%). Pentru a ușura calculele statistice, la ISIM s-a elaborat un program de calcul statistic a rezultatelor experimentale bazat pe algoritmul prezentat mai sus și de reprezentare grafică a ecuației Manson-Coffin.

Ecuația Manson - Coffin a dreptei de ajustare are forma din rel. (1.118) pentru materialul de bază din conducta din oțel 12CrMoV3 și forma din rel (6.11) pentru materialul din îmbinarea sudată a aceleași conducte:

$$\Delta \varepsilon_t = 20,088 \bullet (N_f)^{-0,6068} \tag{1.118}$$

deci parametrii dreptei de ajustare sunt: m = -0,6068; C = 20,088. Dispersia rezultatelor este:  $\sigma = 0,1076$ .

$$\Delta \varepsilon_t = 17,048 \bullet (N_f)^{-0,5827} \tag{1.119}$$

deci parametrii dreptei de ajustare sunt: m = -0,5827; C = 17,048. Dispersia rezultatelor este:  $\sigma = 0,1083$ .

uni conducta uni o			
$\Delta \varepsilon_T$	Otelul 12CrMoV3	- MB – Intervalele de	încredere [cicluri]
(%)	N <sub>finf</sub> P=5%	Nfmed P=50%	$N_{f sup P=95\%}$
1,2	77	104	140
1	114	140	172
0,7	213	253	300
0,3	501	1.030	2.116

**Tab. 1.9:** Valorile calculate ale dreptei ajustate și benzile de dispersie pentru materialul de abză din conducta din oțelul 12CrMoV3.



Fig. 1.168.: Dreapta de ajustare a rezultatelor experimentale (ecuația Manson-Coffin) pentru oțelul 12CrMoV3 încercat la oboseală termică, fără menținere la regimul termic de 40°↔530°C (dreapta medie, pentru P=50% și benzile de dispersie pentru 5% și 95%).





În graficul din **fig. 1.178.** este prezentată dreapta de ajustare pentru materialul de bază din oțelul 12CrMoV3, corespunzătoare unei probabilități de rupere de 50 % precum și benzile de încredere pentru probabilitățile de rupere de 5 % și respectiv 95 %, iar în **tab. 1.9**. se prezintă numărul de cicluri până la rupere N<sub>f</sub> pentru probabilitățile de 5 %; 50 % și 95 %.

**Tab. 1.10.:** Valorile calculate ale dreptei ajustate și benzile de dispersie pentru materialul din îmbinarea sudată a oțelului 12CrMoV3.

$\Delta \varepsilon_T$	Oțelul 12CrMoV3	- SUD – Intervalele de	încredere [cicluri]
(%)	$N_{finfP=5\%}$	$N_{f med P=50\%}$	$N_{f sup P=95\%}$
1,2	69	95	131
1	113	130	150
0,7	198	240	289
0,3	780	1.026	1.349

În graficul din **fig. 1.179.** este prezentată dreapta de ajustare pentru materialul din îmbinarea sudată a conductei din oțelul 12CrMoV3, corespunzătoare unei probabilități de rupere de 50 % precum și benzile de încredere pentru probabilitățile de rupere de 5 % și respectiv 95 %, iar în **tab. 1.10**. se prezintă numărul de cicluri până la rupere  $N_f$  pentru probabilitățile de 5 %; 50 % și 95 %.

În **fig. 1.180.** se prezintă trei epruvete din oțelul 12CrMoV3 încercate la oboseală termică până la fisurare, iar în **fig. 1.181., fig. 1.182.** și **fig. 1.183.** se prezintă traseul transcristalin al fisurii de oboseală termică cu flancurile sale afectate de prezența oxidului.



Fig. 1.180.: Epruvete fisurate la încercarea de oboseală termică.



Fig. 1.181.: Traseul transcristalin al fisurii de oboseală termică în epruveta din materialul sudurii IS-4.





Fig. 1.182.: Traseul transcristalin al fisurii de oboseală termică în epruveta din materialul de bază MB-1. Se observă capătul fisurii.

Fig. 1.183.: Traseul transcristalin al fisurii de oboseală termică în epruveta din materialul de bază MB-3. Se observă capătul fisurii în propagare în zig-zag în fața sa

Rezultatele prelucrate statistic constituie caracteristica de material la oboseală termică în regimul termic de 60°↔530°C a oțelului 12CrMoV3 care poate fi folosită în calculele de cumulare a degradării de fluaj-oboseală.

În continuare se prezintă procedura de prelucrare statistică a rezultatelor experimentale primare, dezvoltată de către autor pe baza lucrării [211], cu ajutorul căreia s-au determinat curba de oboseală termică din fig. 1.184. și ecuația Manson-Coffin pentru metalul de bază din conducta de abur viu din oțelul X20CrMoV12.1. Uzual este indicat pentru a avea o consistență statistică bună a rezultatelor ca să se dispună de minim 12 rezultate experimentale, dar și cu cca. 8-9 rezultate experimentale se obțin caracteristici suficient de satisfăcătoare. În tab. 1.11. se prezintă rezultatele experimentale primare obținute la încercarea de oboseală termică a oțelului X20CrMoV12.1. în domeniul de variație a temperaturii 60° $\Leftrightarrow$ 540°C la 4 nivele de variație a anvergurii deformației totale  $\Delta \varepsilon_{at}$  [%] și încercarea a minim două epruvete fiecare nivel. Pentru fiecare încercare se determină numărul de cicluri până la cedare  $N_f$ .

Tab. 1.11.: Rezultatele experimentale primare obținute la încercarea de oboseală termică a oțelului X20CrMoV12.1. în regimul în dinți de fierăstrău (fără mențiere) între 60°⇔540°C.

Nr.	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
epruvetă												
Δε <sub>ap</sub> [-]	0,0128	0,0129	0,0127	0,0075	0,0076	0,0077	0,0040	0,0041	0,0042	0,0028	0,0027	0,002
$\Delta \epsilon_{ap}$ [%]	1,28	1,29	1,27	0,75	0,76	0,77	0,40	0,41	0,42	0,28	0,27	0,2
N <sub>f</sub>	98	115	126	371	405	419	983	1.044	1.106	3.599	3.997	4.81
[cicluri]												

Dupa procedura standard ASTM E 739 [38] în practică curba de oboseală termică în coordonate dublu logaritmice ( $log \epsilon_a - log N_f$ ) se liniarizează după relația:

$$\log N_f = A + B \log \varepsilon_a$$

(1.120)

Estimatorii de probabilitate maximă ai lui A și B se calculează dupa relatiile:

$$\hat{A} = \overline{Y} - \hat{B} \cdot \overline{X}$$
(1.121)  
$$\hat{B} = \frac{\sum_{i=1}^{k} (X_i - \overline{X}) \cdot (Y_i - \overline{Y})}{\sum_{i=1}^{k} (X_i - \overline{X})^2}$$
(1.122)

unde: simbolul "căciula superioară" desemnează estimatorul, iar simbolul "bară superioară:-" desemnează media:

$$\overline{\mathbf{Y}} = \sum_{i=1}^{k} \frac{\mathbf{Y}_{i}}{k} ; Y_{i} = \log N_{f}$$
$$\overline{\mathbf{X}} = \sum_{i=1}^{k} \frac{\mathbf{X}_{i}}{k} ; X_{i} = \log \varepsilon_{ai}$$

unde: -k = numarul total de epruvete încercate.

Expresia recomandată pentru estimarea variației distribuției normale pentru log  $N_f$  este conform [38]:

$$\hat{\sigma}^2 = \frac{\sum_{i=1}^{k} (Y_i - \hat{Y}_i)^2}{k - 2}$$
(1.123)

 $\hat{\mathbf{n}} \text{ care: } \hat{\mathbf{Y}} = \hat{\mathbf{A}} + \hat{\mathbf{B}} \cdot \mathbf{X}_i$ 

.

Intervalele de încredere pentru parametrii A și B pot fi stabilite conform distribuției t (student) [39]. Intervalul de încredere pentru A este dat de:

$$\hat{A} \pm t_{\rho} \cdot \hat{\sigma}_{\hat{A}} \tag{1.124}$$

sau

$$\hat{A} \pm t_p \cdot \hat{\sigma} \cdot \left[ \frac{1}{k} + \frac{\overline{X^2}}{\sum_{i=1}^{k} (X_i - \overline{X})^2} \right]^{1/2}$$
(1.125)

iar intervalul de încredere pentru B este dat de:

$$\boldsymbol{B} \pm \boldsymbol{t}_{\boldsymbol{\rho}} \cdot \hat{\sigma}_{\dot{\boldsymbol{\beta}}} \tag{1.126}$$

sau

$$\hat{\boldsymbol{B}} = \boldsymbol{t}_{p} \cdot \hat{\boldsymbol{\sigma}} \cdot \left[\sum_{i=1}^{k} \left(\boldsymbol{X}_{i} - \overline{\boldsymbol{X}}\right)^{2}\right]^{-1/2}$$
(1.127)

în care valoarea lui  $t_p$  este preluată din [39] și se prezintă în tab. 1.12.

Benzile de încredere pentru curba (dreapta ajustată) mediana completă  $(\log \epsilon_a - \log N_f)$  pot fi calculate folosind relația:

$$\hat{A} + \hat{B} \cdot X \pm \sqrt{2 \cdot F_p \cdot \hat{\sigma}} \cdot \left[ \frac{1}{k} + \frac{(X - \overline{X})^2}{\sum_{i=1}^k (X_i - \overline{X})^2} \right]^{\sqrt{2}}$$
(1.128)

în care  $F_p$  este preluat din [39] și prezentat în tab. 1.13.

Tab. 1.12.: \	/alorile lui $t_p$ .								
n = k-2	Valorile lui $t_p$ pre	luate din [39]							
numarul	P % = probabilitatea ca variabila aleatoare t sa se afle în intervalul de								
gradelor	$la - t_p la + t_p$								
de libertate	P = 90%	P = 95%							
4	2,1318	2,7464							
5	2,0150	2,5706							
6	1,9432	2,4469							
7	1,8946	2,3646							
8	1,8595	2,3060							
9	1,8331	2,2622							
10	1.8125	2,2281							
20	1,7247	2,0860							

**Tab. 1.13.:** Valorile tabelate pentru  $F_p$ 

$n_2 = k_2 - 2 = nr.$ gradelor	$n_1 = k_1 - 2 =$ numărul gradelor de libertate								
de libertate	1		2	4					
1	161,45	199.50	215,71	224,58					
	4052.2	4999.5	5403,3	5624,6					
2	18,513	19,000	19,164	19,247					
	98,503	99,000	99.166	99,249					
3	10,128	9,5521	9,2766	9,1172					
	34.166	30,817	29,457	28,710					
4	7,7086	6.9443	6,5914	6,3883					
	21,198	18,000	16,694	15,977					
5	6,6079	5,7861	5,4095	5,1922					
	16,258	13.274	12,060	11,392					
6	5,9874	5.1433	4,7571	4,5337					
	13,745	10,925	9,7795	9,1483					
7	5,5914	4,7374	4,3468	4,1203					
	12,246	9.5466	8,4513	7,8467					
8	5,3177	4.4590	4,0662	3,8378					
1	11,259	3,6491	7,5910	7,0060					
9	5,1174	4.2555	3,8626	3,6331					
	10.561	e,0215	6,9919	6,4221					
10	4,9646	4.1028	3.7083	3,4780					
	10,044	7.5594	6,5523	5,9943					
11	4.8443	3,9813	3,5874	3,3567					
	9,6460	7,2057	6,2167	5,6683					
12	4,7472	3.8853	3,4903	3,2592					
	9,3302	6.9266	5.9526	5,4119					

În tab. 1.14. se prezintă valorile calculate a rezultatelor experimentale din tab. 1.11. pe bază cărora se determină parametrii statistici ai dreptei mediane de oboseală termică.

Tab.	1.14.:	Valori	statistice	de	calcul	intermediare	ale	ecuației	Manson-Co	ffin pentr	ı otelul
X20C	rMoV	12.1.								-	,

Marcaj epruvetă	Δε <sub>ι</sub> [-]	N <sub>f</sub> [cicluri]	$X_i = \log \Delta \varepsilon_i$	Y <sub>i</sub> = log N <sub>fi</sub>	$X_{i}$ - $\overline{X}$	$\mathbf{Y}_{i}$ - $\overline{Y}$	$(X_{i} - \overline{X})^{i}$ $(Y_{i} - \overline{Y})$	$(\mathbf{X}_{i} - \overline{X})^{2}$	$\hat{Y}_i$	$(\mathbf{Y}_i, \hat{Y}_i)$
1	0,0128	98	-1,8928	1,9912	+0,3492	-0,8294	-0,2896	0,1219	1,7825	+0,2087
2	0,0129	115	-1,8894	2,0607	+0,3526	-0,7599	-0,2679	0,1243	1,7724	+0.117
3	0,0127	126	-1,8962	2,1004	+0,3458	-0,7202	-0,2490	0,1195	1,7926	+0,3078
4	0,0075	371	-2,1249	2,5694	+0,1171	-0,2152	-0,0294	0,0137	2,4725	+0,0969
5	0,0076	405	-2,1192	2,6075	+0,1228	-0,2131	-0,0056	0,0151	2,4555	+0.1520
6	0,0077	419	-2,1135	2,6222	+0,1285	-0,1984	-0,0255	0,0165	2,4383	+0,1839
7	0,0040	983	-2,3979	2,9926	-0,1559	+0,172	-0,0268	0,0243	3,284	-0.2914
8	0,0041	1.044	-2,3872	3,0187	-0,1452	+0,1081	-0,0288	0,0211	3,2522	-0,2335
9	0,0042	1.106	-2,3768	3,0438	-0,1348	+0,2232	-0,0301	0,0182	3,2213	-0,1775
10	0,0028	3.599	-2,5528	3,5562	-0,3108	+0,7356	-0,2286	0,0966	3,7445	-0,1883
11	0,0027	3.997	-2,5686	3,6017	-0,3266	+0,7811	-0,2551	0,1067	3,7915	-0,1898
12	0,0026	4.812	-2,5850	3,6823	-0,343	+0,8617	-0,2956	0,1176	3,8402	-0,1579

Cu valorile calculate în tab. 1.14. se calculeză sumele pe coloane și parametrii de calcul ai dreptei de ajustare:

$$\overline{X} = \Sigma X_i / k = -2,2420; \quad \overline{Y} = \Sigma Y_i / k = 2,8206; \quad \Sigma (X_i - \overline{X}) = 0,1556; \quad \Sigma (Y_i - \overline{Y}) = -0,0005;$$
  

$$\Sigma (X_i - \overline{X}) \cdot (Y_i - \overline{Y}) = -1,7320; \quad \Sigma (X_i - \overline{X})^2 = 0,7955; \quad \hat{B} = +2,9727; \quad \hat{A} = +3,8442;$$
  

$$\hat{\sigma}^2 = 0,0405; \quad \hat{\sigma} = 0,2011; \quad \Sigma \hat{Y}_i = \sum (\hat{A} + \hat{B} \cdot X_i) = 33,8475; \quad ; \quad \Sigma (Y_i - \hat{Y}_i) = 0,4856.$$

Pentru selecția k = 12 epruvete încercate coeficientul  $F_p$  pentru calculul relației (1.128) se alege din **tab. 1.12.** și are valoarea de 4,1028. Punctele caracteristice ale dreptei de ajustare mediane sunt calculate și prezentate în **tab. 1.15.** iar graficul de oboseală termică (ecuația Manson-Coffin) cu benzile de dispersie este prezentat în **fig. 1.184.** 

$\Delta \varepsilon_{at}$	$\hat{X}_i$	$\hat{Y}_{medP-50\%} = \hat{A} + \hat{B} \cdot \hat{X}_i$	N <sub>f med</sub> P=50%	$\hat{Y}_{sup P=95\%}$	$N_{f sup P=95\%}$	$\hat{Y}_{inf P=5\%}$	$N_{finfP=5c_t}$
[%]				·			
1,4	-1,8539	1,6671	46,5	2,1024	126,6	1,2318	17
1	-2	2,1014	126,3	2,4598	288	1,743	55
0,7	-2,1549	2,5619	365	2,8148	652	2,309	204
0,3	-2,5229	3,6558	4.527	4,0363	10.872	3,2753	1.885

Tab. 1.15.: Valorile de calcul ale punctelor dreptei ajustate și ale benzii de dispersie.

Ecuația de oboseală termică (ec. Manson-Coffin) pentru oțelul X20CrMoV12.1. (metal de bază) încercat în regimul 60°⇔540°C fără menținere are forma:

$$\Delta \varepsilon_{at} = 5,123 (N_f)^{-0,3372} \tag{1.129}$$



Fig. 1.184: Dreapta ajustată și benzile de dispersie pentru oțelul X20CrMoV12.1. încercat la oboseală termică în regimul 60°⇔540°C fără menținere.

Un caz special de oboseală termică tratat de către autor a fost cel al oțelului G52/28 componetele instalațiilor de fabricare a apei grele, care datorită grosimii mari a peretelui în regimul de pornire-oprire repetată în domeniul 40°⇔200°C apare oboseala termică internă. S-au experimentat epruvete din materialul prelevat din instalație după ce a lucrat timp de 10 ani (nedehidrogenat) și material dehidrogenat în regim de oboseală termică fără menținere.

Epruvetele de încercare la oboseală termică s-au prelevat din corpul ventilului VM-350 cu diametrul exterior \$\phi350 \si grosimea de 25mm conf. planului de prelevare din fig. 1.185. S-au prelevat atât probe din materialul hidrogenat cât şi din cel dehidrogenat.

Regimul de solicitare termomecanică aplicat epruvetelor tubular a fost ales ținând cont că oțelul G52/28. utilizat în ventil lucrează în exploatare în mediu de H<sub>2</sub>S până la temperatura maximă de 200°C. În această situație, ținând seama de rezistența foarte mare a acestui oțel ciclul de oboseală termică (pentru a simula regimurile de încălzire și oprire accidentală) a fost ales ca  $40^{\circ}C \leftrightarrow 200^{\circ}C$ . Pentru încercarea de oboseală termică s-a ales varianta de solicitare în dinți de fierăstrău, fără menținere iar parametrii regimurilor de solicitare au fost:

- Temperatura minimă  $T_{min} = 40$  °C;
- Temperatura maximă  $T_{max} = 200 \text{ °C};$
- Timpul de încălzire  $t_{inc} = 18$  sec;
- Timpul de răcire  $t_{rac} = 160$  sec;

A007

## • Timpul de răcire $t_{rac} = 160$ sec;

Rigiditatea încercărilor a variat în trepte fixe în intervalul 60 - 300 kN/m care au condus anverguri ale deformației totale  $\Delta \varepsilon_{T}$ , în intervalul de la 0,61 % la 1,12 %.



Fig. 1.185.: Planul de prelevare a epruvetelor de încercare la oboseală termică din corpul ventilului VM-350 din oțelul G52/28).



Fig. 1.186.: Dreapta de ajustare a rezultatelor experimentale (ecuația Manson-Coffin) pentru oțelul G52/28 nedehidrogenat (selecția A), încercat la oboseală termică, fără menținere la regimul termic de 40°↔200°C.

Prin utilizarea programului de calcul statistic a rezultatelor experimentale pentru datele experimentale prezentate în **tab. 1.16.** și **tab. 1.17.** la încercarea de oboseală termică în dinți de fierăstrău în domeniul 40° $\Leftrightarrow$ 200°C fără menținere se obține dreapta de ajustare a curbei de oboseală termică (ecuația Manson-Coffin), în cordonate dublu logaritmice (log  $\Delta \varepsilon_a$ -logN<sub>f</sub>). Acest grafic este prezentat în fig. 1.186. (pentru materialul nedehidrogenat, selecția A) și în fig. 1.187. (pentru materialul dehidrogenat, selecția B).

Ecuațiile Manson-Coffin a dreptei de ajustare are forma din rel. (1.130,1.131):

$$\Delta \varepsilon_{T} = 2,4363 \cdot (N_{p})^{-0,3121}$$
 (Nedehidrogenat) (1.130)  
$$\Delta \varepsilon_{T} = 2,8276 \cdot (N_{p})^{-0,3218}$$
 (Dehidrogenat) (1.131)

Parametrii dreptei de ajustare sunt: m = -0,3121; C = 2,4363;  $\sigma = 0,2858$  (Nedehidrogenat) și m = -0,3218; C = 2,8276;  $\sigma = 0,1532$  (Dehidrogenat).



Fig. 1.187.: Dreapta de ajustare a rezultatelor experimentale (ecuația Manson-Coffin) pentru oțelul G52/28 dehidrogenat (selecția B), încercat la oboseală termică, fără menținere la regimul termic de  $40^{\circ} \leftrightarrow 200^{\circ}$ C.

**Tab. 1.16.:** Valorile calculate ale dreptei ajustate și benzile de dispersie pentru oțelul G52/28 nedehidrogenat (selecția A).

$\Delta \varepsilon_T$	Intervalele de încredere			
(%)	NfinfP=5%	Nfmed P=50%	$N_{f sup P=95\%}$	
1,0	12,4	17,3	24,4	
0,75	36	43,6	53	
0,45	189	226	267	
0,25	1.049	1.468	1.698	

**Tab. 1.17:** Valorile calculate ale dreptei ajustate și benzile de dispersie pentru oțelul G52/28 dehidrogenat (selecția B).

$\Delta \varepsilon_T$	I		
(%)	$N_{finfP=5\%}$	N <sub>f med P=50%</sub>	$N_{f sup P=95\%}$
1,0	20	25,2	32
0,75	53	62	72,3
0,45	262	303	349
0,25	1.388	1.875	2.532



Fig. 1.188.: Drepete medii de degradare la oboseală termică ale materialului din îmbinarea sudată a oțelului G52.

În fig. 1.188. se prezintă graficul dreptelor medii (cu probabilitate de cedare de 50%) pentru curba de oboseală termică în variantele Nedehidrogenat, respectiv Dehidrogenat ale îmbinării sudate din oțelul G52. Deși este evidentă o diferență a celor 2 drepte medii de degradare la oboseală termică, faptul că benzile de dispersie sunt suprapuse nu relevă vreo diferență statistică a acestora.

În fig. 1.189. se prezintă traseul fisurilor în două dintre epruvetele încercate la oboseală termică a oțelului G52 în domeniul 40° $\leftrightarrow$ 200°C. Se remarcă deformarea semnificativă a grăunților din apropierea traseului fisurii. Rezultatele prelucrate statistic constituie caracteristica de material la oboseală termică în regimul termic de 40° $\leftrightarrow$ 200°C a oțelului G52/28 care poate fi folosită în calculele de extimare a rezistenței la oboseală.



Fg. . 89.: Traseu transc stal n al surilor și deformația semnificativă a gărunților alăturați, MO (100x).

# 2. Concepte de evaluare prin calcul a instalațiilor solicitate în condiții termomecanice după conceptele clasice și după conceptele noi de propagare a fisurii.

### 2.1. Generalități.

Anul 1.914 a fost primul din istoria lumii în care peste 100 de cazane cu abur utilizate în diferite domenii industriale au explodat, provocând mari pagube, pierderi de vieți omenești și o incertitudine momentană privind viitorul acestor instalații [12]. Atunci s-a format Comitetul pentru Cazane și Recipiente sub Presiune al ASME, care a sistematizat regulile de calcul, de fabricație și de exploatare a cazanelor de abur.

Problema calculului clasic de rezistență a construcțiilor la temperaturi ridicate, conform conceptului *durabilității garantate* s-a îmbunătățit succesiv prin introducerea caracteristicilor mecanice de fluaj și oboseală oligociclică izotermă și cumularea degradărilor de fluaj și oboseală. Acest concept de proiectare consideră că în nici o componentă nu se acceptă existența vreunui defect, prevăzând-se controale nedistructive foarte amănunțite în zonele critice iar durata de exploatare calculată în stadiul de proiectare se consideră fixă (de ex. 100.000 de ore, etc), după care componenta sau instalația trebuie înlocuită, sau sunt necesare reevalurări (pe baza altor criterii) a stării de degradare a acesteia. Aceasta implică după depășirea duratei de viață calculate necesitatea extracției de probe (pentru încercări de fluaj sau de oboseală) din instalație și resudarea prin peticire a zonei extrase, ceea ce conduce la agresarea termică a materialului, deja degradat într-o mare măsură în timpul exploatării precdente și la reducerea duratei de viață a acestuia.

O alternativă față de conceptul durabilității garantate s-a dezvoltat în urma elaborării conceptului degradărilor controlabile pentru calculul duratei de viață a componentelor solicitate la oboseală la temperatura mediului de către Paris și colaboratorii [13]. Pentru efectuarea încercării la propagarea fisurii la oboseală s-a dezvoltat procedura standard ASTM E 647 [14] iar conceptul de evaluare se interpretează din **fig. 1.2**. În **fig. 1.2**. se observă că graficul conține 3 domenii: A (creșterea rapidă a vitezei fisurii); B (creșterea stabilă de lungă durată a vitezei fisurii) și C (creștere rapidă ce conduce la ruperea bruscă a componentei). Există o valoarea de prag a coeficientului intensității tensiunii  $\Delta K_{th}$  la care o fisură preexistentă nu se mai propagă în condițiile de solicitare existente. Caracteristicile de material la această încercare sunt constantele C și m din ecuația Paris ( $da/dN = C \cdot \Delta K^m$ ), care sunt utilizate apoi în calculele de dimensionare a componentei (<u>Notă:</u> a=dimensiunea defectului de tip fisură; N=numărul de cicluri până la cedare). Acest concept s-a dezvoltat de către EPRI [84].

#### 2.2. Conceptul durabilității garantate.

Principalul cod de calcul pentru componentele ce lucrează în condiții de presiune și temperaturi ridicate este codul ASME pentru cazane și recipiente sub presiune, cazul N-47 [8], care conține și părți pentru materiale, de calcul, de fabricație și de verificare.

Calculul de tensiune pentru fiecare componentă se realizează cu considerarea fluajului și oboselii, presupunând prezența îmbinărilor sudate; ca metode de control nedistructiv pe lângă metoda razelor-X se adoptă și metoda ultrasonică [85].

Edițiile actualizate ale normei de calcul din [8,86] pentru proiectarea instalațiilor atomice la temperaturi ridicate includ principii și reglementări noi, și oferă indicații privind prevenirea următoarelor tipuri de degradare: a) ruperea plastică la acțiunea solicitărilor de scurtă durată; b) ruperea la fluaj la acțiunea de lungă durată; c) degradarea datorită acțiunii comune fluaj-oboseală; d) deformații mari produse de reducerea progresivă a caracteristicilor de rezistență și apariția deformației în salturi (colaps incremental și clichetare); e) degradarea componentelor (pierderea funcției) datorată deformației excesive; f) reducerea caracteristicilor de rezistență (flambajul) sub acțiunea sarcinilor de scurtă durată; g) Reducerea caracteristicilor de rezistență (flambajul) la fluaj sub acțiunea solicitărilor de lungă durată.

Conform diagramei există mai multe stări (limite) de evaluare: *de proiectare, de serviciu* și *de verificare.* Starea (limita) de serviciu este împărțită și ea în: *normală. anormală, de avarie* și *de degradare.* Pentru fiecare stare (limită) se determină condițiile de calcul. Pe lângă aceste stări (limite) calculele se împart în: limitări ale tensiunii controlate de sarcină și limitări ale deformațiilor și deformărilor. Limitările în tensiune se referă la tipurile de degradare a) și b) iar limitările în deformație se referă la tipurile de degradare c) până la g).

#### 2.2.1. Limitările tensiunii controlate de sarcină.

Tensiunile se împart în: • tensiuni care satisfac condițiile limită, determinate de încărcare (sau condițiile limită dinamice); • tensiuni ce satisfac condițiile limită determinate de deplasare (sau condițiile limită geometrice). Prima categorie de tensiuni indică tensiunile ce sunt controlate de sarcină iar cea de-a doua tensiunile ce sunt controlate de deplasări.

Tensiunile controlate de sarcină ( $P_m$ ,  $P_l$ , și  $P_b$ ) din partea stângă a diagramei din **fig. 2.1.** și conf. **tab. 2.1.** sunt denumite tensiuni de nivelul (ordinul) 1. Tensiunile controlate de deplasare sunt denumite tensiuni de nivelul (ordinul) 2 si sunt prezentate în partea dreaptă a **fig. 2.1.** [8]. Tensiunile controlate de sarcină se limitează în scopul prevenirii ruperii plastice la acțiunea solicitărilor de scurtă durată sau la prevenirea ruperii la fluaj la acțiunea solicitărilor de lungă durată. Tensiunile admisibile determinate pe baza criteriilor de mai sus pot fi de două feluri: astfel tensiunea  $S_0$  include tensiunea  $S_m$  (tensiunea admisibilă determinată pe baza rezistenței la rupere la tracțiune statică de scurtă durată) și tensiunea  $S_t$  (tensiunea admisibilă determinată pe baza rezistenței tehnice de durată determinată la încercarea de fluaj).



Fig. 2.1.: Schema bloc de calcul conform codului ASME și a Cazului N-47 din Codul ASME. [8,86]

Notare	Sensul fizic	Caracteristica
So	Tensiunea admisibilă	Mărimea minimă din:
~0	pentru condițiile de	1) 5/8 din limita de curgere standard minimă la temperatura camerei;
	calcul	2) <sup>1</sup> / <sub>4</sub> din rezistența momentană standard minimă la temperatura camerei;
		3) 5/8 din $R_{p0,2}$ la temperatura corespunzătoare (pt. oțel inox 90%);
		4) <sup>1</sup> / <sub>4</sub> din rezistența momentană la temperatura corespunzătoare;
		5) tensiunea medie la care viteza de fluaj este 0,01% la 1000 ore;
		6) 67% din media rezistenței tehnice de durată pentru 100.000 ore;
		7) 80% din minima rezistenței tehnice de durată pentru 100.000 ore.
Smi	Tensiunea admisibilă în	Minima corespunzătoare din mărimile $S_m$ și $S_t$ citate mai jos.
	condiții de exploatare	
S <sub>m</sub>	Tensiunea admisibilă	Mărimea maximă dintre:
	independenta de timp	1) $2/3$ dimininta de curgere la temperatura camerel;
		2) 1/3 din minima rezistenței momentale la temperatura camerei,
		3) 90% din fimita de curgere la temperatura corespunzatoare;
	Tanciunaa admisibilă	4) 1/5 uni rezistența momentare la temperatura corespunzatoare,
$S_t$	dependentă de timp	1) 80% din tensiunea medie la care deformatia totală este de 1%:
	dependenta de ump	2) 80% din tensiunea la începutul stadiului de fluai accelerat:
		2) 2/3 din mărimea minimă a tensiunii la rupere
<u> </u>	Tensiunea adimisihilä	Mărimea maximă dintre:
$S_q$	din tensiunea controlată	1) Media lui $R_{-0.2}$ la ciclul de temperatură minimă și maximă:
	de deformatie	2) $1.25 \cdot \text{S}$ la 10.000 ore la temperatura maximă.
P	Tensiunea principală de	Mărimea medie a tensiunii componentelor neormale din cele 6
1 m	membrană generală	componente ale tensiunilor principale, care satisface conditiile de echilibru
		a forțelor exterioare, forțelor interioare și a momentelor în secțiune fără
		evidențierea concentrării tensiunii lor. De ex. tensiunea normală medie în
		cilindrii, în mantale, în table provocate de fortele interioare.
$P_L$	Tensiunea principală de	Tensiunea locală la îmbinările ștuț-flanșă, ce determină componetele
	membrană, locală	tensiunilor normale, mediate pe grosimea peretelui; nu se consideră
		concentrarea tensiunii.
$P_b$	Tensiunea principală de	Intră în numărul componentelor normale ale tensiunilor principale.
	incovoiere	Determina distribuția tensiunii reziduale cu excepția lui $P_m$ ; distanța
	Tansiunas assundară	proporțională de la centru secțiunii tijei.
$\downarrow Q$	Tensiunea secundara	Provin din incalcarea geometrica a continuitații componentei și a
		autoechilibrare necesare asigurării conituitătii. Se determină ca suma
		tensiunilor de membrană și a tensiunilor de încovoiere Reprezintă partea
		ce controlează deplasările și cele determinate de dilatările termice diferite
0	Amplitudinea	Amplitudinea variatiei lui O într-un ciclu.
	tensiunilor secundare	
F	Tensiunea de vârf	Determină creșterea tensiunii apărute în zona de concentrare a deformatiei.
		de ex. încrestarea, se însumează cu tensiunile primare și secundare. La
		oboseală termică se determină ca tensiunea termică.
$K_t$	Coeficient	$K_t=1+k_s(1-P_t/S_t)$ ; $k_s=\alpha(K-1)$ ; coeficient de formă a corpului ideal elasto-
		plastic $K=Z_p/Z$ (Z=coef. de secțiune); $\alpha$ =coef. de influență a fluajului;
		Corespunzător $K_1$ =coef de formă pentru cazul fluajului, $\alpha$ =0,5. Pe măsura
		creșterii lui $P_1$ , $K_1$ se reduce datorită reducerii tensiunii admisibile $K_1 \cdot S_1$ .
$\sum t/t_m$	Degradarea la fluaj	Mărimea degradării corespunzătoare a lui P <sub>m</sub> determinată conf. legii liniare
	corespunzătoare lui P <sub>m</sub>	de cumulare a degradărilor, determinată din diagrama rezistenței tehnice
		de durată $S_t$ -t; t=durata pe perioada acțiunii lui $P_m$ la temperatura T;
	December 1 2	t <sub>m</sub> =durata maximă admisibilă; B≤1.
$\Sigma t/t_b$	Degradarea la fluaj	Marimea degradării, determinate după legea cumulării liniare a
	corespunzătoare lui	degradarilor pentru tensiune (intensitatea tensiunii) $(P_L + P_b)/K_t$ .
	$(\mathbf{P}_{1} + \mathbf{P}_{b})$	
L	.1	1

Tab. 2.1.: Denumirile adoptate în fig. 2.1.

Notare	Sensul fizic	Caracteristica
булатлі	Deformația neelastică cumulată	<ul> <li>Se determină prin calculul deformațiilor neelastice în stările de lucru ca minima dintre:</li> <li>a) 1% din deformația medie pe direcția grosimii;</li> <li>b) 2% din deformația suprafeței determinată de distribuția echivalentă liniară a deformației pe direcția grosimii;</li> <li>c) 5% din deformatia locală.</li> </ul>
$n/N_d+t$ $/T_d$	Degradarea la acțiunea combinată oboseală- fluaj, ce se însumează după legea cumulării liniare a degradărilor	$\sum_{j=1}^{p} (n/N_d)_j + \sum_{k=1}^{q} (t/T_d)_k \le D; \text{ primul membru din partea st$ngă}$ reprezintă degradarea la oboseală iar cel de-al doilea cea de fluaj; D $\le 1$ =suma degradării (Mărimea lui D diferă pentru materiale diferite).

Condițiile degradării inițiale a materialelor sunt stabilite pe baza principiului tensiunii tangențiale maxime în Partea III a codului ASME, iar diferența tensiunilor principale  $/\sigma_1 - \sigma_2 /$ ,  $/\sigma_2 - \sigma_3 /$ ,  $/\sigma_3 - \sigma_1 /$  desemnează intensitatea tensiunii. Tensiunile *S*, *P*, *Q* și *F* (fig. 2.1. și tab. 2.1.) reprezintă intensitatea tensiunilor, exprimând tensiunile tangențiale maxime.

#### 2.2.2. Limitarea deformațiilor.

În codul de calcul ASME degradările enumerate la c) până la g) sunt provocate de deformații. În fig. 2.1. în partea dreaptă se arată limitele pentru mărimea deformațiilor. Pentru menținerea capacității portante a componentelor și asigurarea siguranței lor în funcționare se fixează limitele pentru deformațiile referitoare la acțiunea comună fluaj-oboseală. În anumite cazuri clientul poate determina limitele admisibile ale mărimii deformațiilor ca parametru de calcul. Proiectantul permite ca în componentele de rezistență suficientă să apară deformații de 1%, efectuând calculul în domniul deformațiilor elastice maxime. Dacă deformația crește la limitele arătate ale deformației admisibile atunci cumularea liniară a degradărilor este necesară pentru calculul în domeniul neelstic. Pentru asigurarea siguranței componentelor limitarea deformației se stabilește prin cumularea deformațiilor neelastice, care include deformații dependente de timp și independente de timp. Această limitare se determină astfel: a) 1% deformația medie de a grosimii peretelui; b) 2% deformația la suprafață prin transformarea distribuției deformației pe grosimea peretelui în deformații cu distribuție liniară; c) 5% orice deformație locală. Aceste limitări se referă pentru materialul de bază, pentru îmbinările sudate, limitarea constituind 50% din mărimile stabilite. Mărimea deformației limită determinată prin metoda de calcul în domeniul neelastic la temperatură înaltă se adoptă evident mai mare în limitări.

În fig. 2.1. se arată de asemenea metoda de evaluare cu ajutorul analizei tensiunilor elastice, obținându-se:  $P_L + P_b/K_t + Q_r \le S_q$ . Pentru evaluarea degradării fluaj-oboseală se admite legea cumulării liniare a degradărilor. Astfel pentru evaluarea degradării la oboseală se utilizează

relația  $\sum_{i=1}^{p} (n/N_{d})_{i}$ , bazată pe calculul amplitudinii deformației echivalente în domeniul neelastic

și utilizarea diagramelor  $\Delta \varepsilon_{echiv} - N_d$ .

Astfel caracterul cel mai specific al codului ASME îl reprezintă calculul prin analiza criteriilor stării de serviciu. În aceaste coduri analiza ce consideră influența fluajului se realizează prin metoda elementelor finite.

### 2.3. Conceptul degradărilor controlabile (tolerabile).

## 2.3.1. Generalități.

Posibilitatea apariției unor imperfecțiuni (fisuri, pori, ş.a.) în componentele de rezistență care operează la temperaturi și presiuni ridicate impune cunoașterea comportării mecanice a materialelor din care sunt executate aceste componente și elaborarea, pe această bază, a unor proceduri de evaluare a rezistenței sau a durabilității structurilor respective. Mecanismele de degradare în timp și de rupere finală a materialelor care conțin discontinuități diferă în raport cu nivelul temperaturii de lucru și cu modul de acționare (static sau dinamic) a solicitărilor mecanice. Prezența mediilor active favorizează dezvoltarea unor mecanisme suplimentare de degradare, cum ar fi coroziunea simplă sau coroziunea sub tensiune sau atacul de hidrogen. Acțiunea factorilor menționați (temperatură, solicitări mecanice, medii active), poate să apară concomitent sau în combinații ce depind de destinația și rolul componentei.

Spre exemplu în cazul conductelor de abur din termocentrale, lucrând la temperaturi în domeniul 500°C-600°C și presiuni de aproximativ 600 bari, oțelul acestor conducte este supus în principal mecanismului de degradare prin fluaj și într-o măsură mai mică combinației mecanismelor de rupere prin fluaj și oboseală. În același timp în cazul elementelor active ale unei turbine cu aburi cele două mecanisme se pot manifesta în proporții egale. Pe de altă parte unele componente ale instalațiilor de prelucrare din petrochimie pot fi expuse degradărilor concomitente prin mecanisme specifice combinate de *fluaj* + coroziune + oboseală.

Cunoașterea modului de acțiune a mecanismelor de degradare posibile în cazul oțelurilor sau aliajelor utilizate la temperaturi și presiuni ridicate, a posibilităților de cuantificare a degradărilor pe care le produc aceste mecanisme și determinarea unor caracteristici de material în prezența defectelor reprezintă la ora actuală un obiectiv major al cercetărilor din domeniul științei materialelor metalice.

Rezultatele acestor cercetări s-au concretizat în introducerea în practica testării unor materiale sau a certificării unor procedee de execuție (de exemplu sudarea), a unor metode experimentale noi. Obiectivele de încercare a acestor noi metode le constuie epruvetele conținând defecte de tip fisură și determinarea prin astfel de teste a unor mărimi caracteristice privind rezistența materialelor la inițierea și propagarea defectelor de tip fisură în condiții specifice: fluaj, H.M.TezaDoct.2002

oboseală sau oboseală în prezența unor medii active. Se menționează în acest context standardele ASTM elaborate pentru următoarele scopuri: • determinarea vitezei de creștere a fisurii la fluaj [12]; • măsurarea vitezei de creștere a fisurii la oboseală [14]; • determinarea valorii de prag a variației factorului de intensitate a tensiunii la vârful fisurii în prezența mediilor active [87];

Pentru înțelegerea mecanismelor de degradare în prezența defectelor la temperaturi ridicate, a adoptării metodelor de testare a materialelor metalice în aceste condiții și a definirii unor caracteristici de material în prezența defectelor, un rol fundamental l-au avut conceptele (criteriile) de rupere elaborate în cadrul mecanicii ruperii materialelor. Astfel, concepte precum factorul de intensitate a tensiunii la vârful fisurii,  $K_I$ , tenacitatea la rupere  $K_{IC}$ , viteza de propagare la oboseală a fisurii da/dN, specifice mecanicii ruperii [88] și criteriile de rupere formulate pe baza acestor concepte, au permis introducerea în evaluarea comportării metalelor la temperaturi ridicate a unor mărimi caracteristice noi, cum ar fi: integrala de contur  $C^*$ , viteza de creștere a fisurii în condiții de fluaj, ș.a.

Posibilitatea evaluării pe baza unor caracteristici de material în prezența defectelor, a materialelor metalice utilizate la temperaturi ridicate a stimulat elaborarea unor ghiduri atât pentru estimarea acceptabilității defectelor în materialele metalice precum și în îmbinările lor sudate [89]. Sunt prezentate succint prevederile prevederile ghidului britanic [89] precum și metodele experimentale de determinare a vitezei de propagare a fisurii în condiții de fluaj și în condiții de fluaj și în condiții de oboseală la materiale metalice.

## 2.4. Comportarea la fluaj a materialelor metalice cu fisuri.

Reprezentarea schematică a evoluției unei fisuri în condițiile unei temperaturi ridicate se prezintă în **fig. 2.2**., conform [89].



Fig 2.2.: Evoluția schematică a fisurii în condiții de fluaj [89].

H.M.TezaDoct.2002

137

Stadiile evolutive sugerate în această reprezentare corespund aplicării unor sarcini mecanice moderate, care favorizează apariția fluajului. Se observă că după un timp de menținere  $t < t_1$  la o sarcină și temperatură impusă apare o teșire (rotunjire) a vîrfului fisurii, fără să se producă însă o extindere a dimensiunilor ei inițiale. Menținerea în continuare la aceeași parametrii de solicitare amplifică procesul de deformare din volmul de material adiacent vârfului fisurii, concomitent cu creșterea valorii deschiderii flancurilor fisurii până la o valoare critică căreia îi corespunde inițierea, la timpul  $t = t_1$  a unei degradări ireversibile a materialului de la vârful fisurii, sub forma unei extinderi a fisurii, reprezentând în fapt o separare (rupere) în volumul materialului.

Dacă materialul considerat este un oțel și dacă sunt îndeplinite condițiile de solicitare la fluaj (sarcini, temperaturi, mențineri), această extindere de fisură poate reprezenta rezultatul degradărilor structurale specifice fluajului (formare de carburi, micșorarea rezistenței limitelor de grăunți, formare de pori și microfisuri) în volumul de material adiacent vârfului fisurii. Timpul  $t_1$  este denumit perioada de inițiere a extinderii (creșterii) fisurii.

În condițiile menținerii parametrilor de solicitare are loc o creștere lentă, cu o viteză crescătoare a dimeniunilor fisurii, ca urmare a amplificării degradărilor de fluaj și a extinderii acestor degradări în întreg volumul de material din fața frontului fisurii. Creșterea dimensiunilor fisurii produce o reducere continuă a capacității portante a elementului respectiv și în final la ruperea (cedarea) sa. Cunoscînd tenacitatea la rupere a materialului elementului sau un alt parametru care caracterizează rezistența acestuia la propagare statică a fisurii este posibil să se calculeze o dimensiune critică  $a_c$  a fisurii care determină ruperea fragilă.

Analiza procesului de rupere prin creșterea unei fisuri în condiții de fluaj relevă faptul că în cazul materialelor metalice care au o caracteristică  $\sigma$ - $\varepsilon$  de tip exponențial cu porțiune inițială liniar-elastică, extinderea fisurii de la dimensiunea inițială până la dimensiunea critică parcurge trei stadii și anume: • inițierea creșterii fisurii în condițiile fluajului primar; • creșterea fisurii în stadiul fluajului terțiar, în tot volumul materialului.

În fig. 2.3. se prezintă conform [89] extinderea zonelor de degradare prin fluaj corespunzătoare celor trei stadii enunțate. Referitor la timpul de tranziție de la fluajul primar la fluajul staționar trebuie avut în vedere că acesta depinde de câțiva factori și anume: geometria și dimensiunea elementului, nivelul de încărcare, viteza de aplicare a sarcinii, temperatură și cinetica procesului de degradare prin fluaj, proprie materialului din care este executat elementul analizat. Trebuie precizat că în stadiile fluajului primar și a celui staționar are loc o variație continuă în timp a nivelului tensiunii la vîrful fisurii, ca urmare a creșterii volulmului de material în care se manifestă procesele de fluaj și a intensificării acestor procese. În stadiul

fluajului terțiar variația tensiunii la vârful fisurii este de așteptat să nu mai apară, ca urmare a extinderii proceselor de fluaj în tot volumul.



Fig. 2.3.: Extinderea zonelor de degradare corespunzătoare celor 3 stadii de fluaj [11].

## 2.4.1. Particularitățile propagării fisurii la fluaj.

În **tab. 2.2**. se prezintă exemple ale degradării la temperaturi înalte ale agregatelor din instalațiile termoenergetice după datele Administrației Centrale a Industriei Electroenergetice (CEGB) din SUA [90].

**Tab. 2.2.:** Exemple de degradare la temperaturi înalte a agregatelor din instalațiile termoenergetice [90].

Agregatul	Piesa	Materialul	Cauza apariției fisurii		
Cazanul de	Ţevi de supraîncălzitor	Oțel cu 0,5%Mo	Condițiile mecanice ce sunt provocate de piesă și		
abur			deformația produsa de sudura		
		Oțel 1Cr-0,5Mo	Exploatarea pe cursul unei durate mai mari decât		
			durabilitatea calculată		
		Oțel 18Cr-8Ni-Ti	Influența tratamentului termic asupra rezistenței		
			la fluaj		
	Colectorul de apă	Oțel 18Cr-10Ni-	Influența construcției și deformației provocate de		
		Nb	sudură		
Turbina și	Recipienți și corpuri de	Oțel cu 0,5%Mo	Ruperea provocată de oboseala termică		
instalațiile	abur				
ajutătoare		Oțel 1Cr-Mo-V	Influența construcției și deformației produsă de		
			sudură		
	Îmbinări de trecere	Oțel austenito-	Deformații extreme în piese de mari dimensiuni		
		feritic			
	Conducte de abur	Oțel cu 0.5%Mo	a) Grafitizarea în apropierea îmbinărilor sudate		
			b) Condiții mecanice produse de construcție și		
			deformație provocate de sudură		
		Oțel 18Cr-12Ni-	Condiții mecanice produse de construcție și		
		Nb	deformație provocate de sudură		
	Imbinarea conductelor	Otel 1Cr-Mo-V,	Fragilizarea produsă de sudură		
	de abur cu ajutorul	sudat cu un oțel cu			
	bolțurilor sau sudurii	puțin carbon			
	Bolțuri	Otel 1Cr-Mo-V	Influența deformației mecanice sau termice și a		
			piesei		
	Corpuri de vane	Otel 0,5Mo-V	Rupere cauzată de oboseala termică		

Acest tabel include nu doar exemple de rupere care sunt provocate de fluaj la temperatură constantă și la tensiune constantă ci și pe acelea produse de oboseala termică și de oboseala oligociclică la temperaturi ridicate. Totuși cazurile prezentate în **tab. 2.2**. au fluajul drept cauză principală a ruperii. Se remarcă că în cazul lipsei concentrării tensiunii (suprafața țevilor de supraîncălzitor), sau unde nu apar gradienți de temperatură la limita grăunților, se formează un mare număr de pori. Acești pori se pot observa la fluajul static. Astfel ruperea se produce ca rezultat a fuziunii porilor.

#### 2.4.2. Parametrii de evaluare a creșterii fisurii în condiții de fluaj.

Avându-se în vedere că procesul de creștere a fisurii la fluaj este un proces dependent de timp, în aprecierea comportării la fluaj a materialelor cu fisuri s-a introdus conceptul de viteză de creștere a fisurii la fluaj, notat da/dt (sau a), reprezentând derivata în raport cu timpul a creșterii dimensiunii principale (de regulă adâncimea fisurii notată cu a). Pentru a stabili modul în care mărimea da/dt depinde de intensitatea solicitării de la vârful fisurii s-a recurs la corelarea acestei mărimi cu unii din parametrii din mecanica ruperii liniar elastice sau din mecanica ruperii elasto-plastice. Astfel s-a încercat inițial corelarea valorilor da/dt cu factorul de intensitate a tensiunii la vârful fisurii  $K_I$  sau cu valorile integralei independente de contur J, în fazele de început ale fluajului primar [91,92], considerându-se că redistribuirea tensiunilor la vârful fisurii nu avut suficient timp să se producă.

Ulterior s-a introdus corelația dintre da/dt și tensiunea  $\sigma_{net}$ . Tensiunea  $\sigma_{net}$  reprezintă teensiunea care dacă ar fi aplicată unei epruvete uzuale de încercare la tracțiune, la fluaj ar produce aceeași deformație de fluaj ca și componenta sau epruveta cu fisură. Această tensiune se aproximează prin înmulțirea tensiunii nominale sau a celei din secțiunea netă cu un factor reprezentând raportul valorilor sarcinii care produce curgerea unei epruvete fără fisură și a sarcinii care ar produce ruperea într-o epruvetă cu fisură [89]. Cercetările experimentale au evidențiat faptul că se obțin corelații nesatisfăcătoare între valorile da/dt și K respectiv da/dt și  $\sigma_{net}/\sigma_{ref}$  [84,93].

Abordarea formală a mecanicii ruperii la fluaj s-a dezvoltat după ce a fost stabilită *integrala-J* ca parametru de rupere elasto-plastic. Astfel în anul 1976 independent unii de alții Landes și Begley [94], Ohji [95] și Niokbin [96] au propus ceea ce a ajuns să fie cunoscut ca "*integrala*  $C^*$ " pentru caracterizarea creșterii fisurii materialului la fluaj în regim stabil. Ei au aplicat analogia Hoff [97], care consideră că dacă există un corp cu deformație elastică neliniară după relația  $\varepsilon_{ij} = f(\sigma_{ij})$  și un corp vâscos, caracterizat de relația  $\dot{\varepsilon}_y = f(\sigma_y)$ , ambele caracterizate de aceeași tensiune  $\sigma_{ij}$ , atunci ambele corpuri au o distribuție de tensiune identică dacă li se aplică aceeași sarcină. Analogia Hoff poate fi aplicată fluajului în regim stabil, deoarece viteza de fluaj este o funcție doar de tensiune aplicată.
În literatura de specialitate notația  $J^*$  s-a înlocuit cu  $C^*$  sau  $C^*(t)$ , definindu-se în norma de determinare a vitezei de creștere a fisurii la fluaj [12], prin următoarea expresie:

$$C^{*}(t) = \int_{\Gamma} \left( W^{*}(t) \cdot dy - T \cdot \frac{\partial \dot{u}}{\partial x} ds \right)$$
(2.1.a.)

în care:  $- = W^*(t) =$  viteza de variație a energiei pe unitatea de volum sau a tensiunii cu variație exponențială; -T = vectorul tracțiunilor pe conturul de integrare  $\Gamma$ ; -u = vectorul vitezei de deplasare pe elementul de contur ds;

-  $T \cdot \frac{\partial \dot{u}}{\partial x} ds$  = viteza de aplicare a tensiunii cu variație exponențială în interiorul ariei determinate de conturul de integrare  $\Gamma$ ; - x,y = coordonate în sistemul de axe ortogonale

Similar în [98,99] *integrala-C*<sup>\*</sup> este definită prin înlocuirea deformațiilor cu vitezele de deformație și deplasările cu vitezele de deplasare în *integrala-J* de contur:

$$C^* = \iint_{\Gamma} \left( \dot{w} \cdot dy - \sigma_y n_y \frac{\partial \dot{u}_i}{\partial x} ds \right)$$
(2.1.b.)

unde: -  $\dot{w}$  = densitatea ratei lucrului mecanic datorat tensiunii, definită ca:

$$\dot{w} = \int_{0}^{\dot{\varepsilon}_{t1}} \sigma_{ij} \cdot d\dot{\varepsilon}_{y}$$
(2.2)

Analogia Hoff consideră că *integrala*  $C^*$  este independentă de drum și că fluajul secundar urmează o lege de putere:

$$\dot{\varepsilon}_{y} = A \cdot \sigma_{y}^{\ n} \tag{2.3}$$

unde A și n sunt constante de material; atunci este posibil să se definească o singularitate de tip HRR pentru tensiunile și vitezele de deformație de lângă vârful fisurii:

$$\sigma_{y} = \left(\frac{C^{*}}{A \cdot I_{n} \cdot r}\right)^{\frac{1}{n+1}} \cdot \tilde{\sigma}_{ij}(n,\theta)$$
(2.4)

$$\varepsilon_{y} = \left(\frac{C^{*}}{A \cdot I_{n} \cdot r}\right)^{\frac{1}{n+1}} \cdot \widetilde{\varepsilon}_{ij}(n,\theta)$$
(2.5)

unde constantele  $I_n$ , iar  $\tilde{\sigma}_{ij}$  și  $\tilde{\varepsilon}_{ij}$  sunt identice cu parametrii corespunzători din relația HRR, iar *n* este "exponentul de fluaj" și nu "exponentul de întărire prin deformare". Așa cum *integrala-J* caracterizează câmpurile de tensiune-deformație la vârful fisurii într-un material cu comportare elastică sau elasto-plastică, așa și *integrala* C\* definește într-un mod unic condițiile de la vârful fisurii într-un material vâscos, astfel încât viteza de creștere a fisurii (într-un material vâscos este dependentă de timp) ar fi trebuit să depindă doar de valoarea lui C\*.

Studiile experimentale [95-97,100] au arătat că vitezele de creștere a fisurii la fluaj se corelează foarte bine cu valoarea lui  $C^*$  în regim stabil, care este mecanismul dominant din epruvetă.



Fig. 2.4.: Dependența experimentală a vitezei fisurii de fluaj pentru un oțel Cr-Mo la 3 nivele de temperatură. [100]

În **fig. 2.4**. se prezintă date tipice pentru creșterea fisurii de fluaj în regim stabil [100], pentru care viteza de creștere a fisurii urmează o lege de putere de forma:

$$\dot{a} = \gamma (C^*)^m \tag{2.6}$$

unde  $\gamma$  și m sunt constante de material. Pentru marea majoritate a materialelor m  $\approx$  n/(n+1), valori predicționate prin modele "de formare a cavităților la limita grăunților" [100]. Determinările experimentale ale lui C\* preiau avantajele analogiei cu *integrala-J*, astfel încât dacă se măsoară uzual invocând definiția "vitezei de eliberare a energiei":

$$J = -\frac{1}{B} \left( \frac{\partial}{\partial a} \int_{0}^{\Delta} P \cdot d\Delta \right)_{\Delta}$$
(2.7)

în consecință rezultă:

$$C^* = -\frac{1}{B} \left( \frac{\partial}{\partial a} \int_0^{\Delta} P \cdot d\Delta \right)_{\Delta}$$
(2.8)

unde: - P = sarcina aplicată; -  $\Delta$  = deplasarea pe linia forței; iar  $C^*$  este definită similar în termenii unei "viteze de eliberare a puterii".

Integrala-J poate fi legată de energia absorbită de o epruvetă de laborator împărțită cu aria ligamentului [98]:

$$J = \frac{\eta}{B \cdot b} \int_{0}^{\Delta} P \cdot d\Delta$$
 (2.9)

unde  $\eta$  este o constantă adimensională care depinde de forma geometrică. Deci în mod similare rezultă:

$$C^* = \frac{\eta}{B \cdot b} \int_0^a P \cdot d\dot{\Delta}$$
 (2.10)

Pentru caracterizarea comportării materialului cu fisură atât în domeniul fluajului primar cât și al celui staționar s-a propus introducerea unui parametru nou, care să includă atât factorul de intensitate a tensiunii  $K_I$  cât și parametrul  $C^*$ . Astfel în condițiile "fluajului la scară mică" [98], C(t) scade în funcție de 1/t conform relației:

$$C(t) = \frac{K_{I}^{2}(1-\nu^{2})}{(n+1)\cdot E\cdot t}$$
(2.11)

unde: - v = coeficientul Poisson; - E = modulul de elasticitate longitudinal; - n = exponentul din legea Norton; - t = timpul.

Un alt parametru destinat caracterizării creșterii fisurii în toate cele 3 stadii de fluaj menționate este parametrul C(t), propus de către Saxena [103-106]. Dimensiunea aproximativă a zonei de fluaj este dată de relația [98]:

$$r_{c}(\theta,t) = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_{I}}{E}\right) \left[\frac{(n+1) \cdot A \cdot I_{n} \cdot E^{n} \cdot t}{2\pi(1-v^{2})}\right]^{2/(n-1)} \cdot \widetilde{r}_{c}(\theta,n)$$
(2.12)

La  $\theta = 90^{\circ}$   $\tilde{r}_c$  are un maxim care este între 0,2 – 0,5 în funcție de *n*. Pe măsură ce  $\tilde{r}_c$  crește valoarea lui C(t) se apropie de aceea a lui  $C^*$  pentru regimul stabil. Riedel și Rice [100] au definit o durată caracteristică pentru tranziția de la comportarea de scurtă durată la cea de lungă durată:

$$t_{1} = \frac{K_{I}^{2}(1-v^{2})}{(n+1)\cdot E\cdot C^{*}}$$
(2.13)

(2.14)

sau:

 $t_1 = \frac{J}{(n+1) \cdot C^*}$ 

Saxena [108] a arătat că limita de fluaj la scară mică pentru  $C_t$  se poate exprima prin:

$$(C_{\iota})_{SSC} = \left(\frac{f'(a/w)}{f(a/w)}\right) \cdot \frac{P \cdot \dot{\Delta}_{\iota}}{B \cdot W}$$
(2.15)

unde: - f(a/w) = factorul geometric de corecție pentru factorul de intesitate a tensiunii pentru modul I:

$$f'(a/w) = \frac{K_I \cdot B \cdot \sqrt{W}}{P}$$
(2.16)

iar f'(a/w) este derivata de ordinul I a lui f(a/w). Relația (2.15) prevede că ( $C_{t}$ )<sub>SSC</sub> este proporțional cu  $K_{I}^{4}$ ; astfel  $C_{t}$  nu coincide cu C(t) în limitele fluajului la scară mică. Saxena [108] a propus următoarea interpretare între fluajul la scară mică și cel la scară extinsă:

$$C_{i} = \left(C_{i}\right)_{SSC} \cdot \left(1 - \frac{\dot{\Delta}}{\dot{\Delta}_{i}}\right) + C^{*}$$
(2.17)

unde  $C^*$  se determină din rel (2.16), folosind viteza de deplasare totală. În limitele comportării de lungă duartă  $C^*/C_t = 1$ , dar este subunitar pentru fluajul la scară mică și la comportarea tranzitorie.

Expresia generală a parametrului C(t) pentru cazul când deformațiile de fluaj pot fi descrise printr-o lege exponențială are următoarea formă:

$$C_{i} = \frac{4\alpha\beta(1-\nu^{2})}{E(n-1)} (E \cdot A)^{2/(n-1)} \cdot K^{4} \cdot \left(\frac{1}{W}F'/F\right) \cdot t^{-(n-3)/(n-1)} + C^{*}$$
(2.18)

unde: -  $\alpha = \frac{1}{2\pi} \left[ \frac{(n+1)}{1,38 \cdot n} \right]^{2/(n-1)}$ ; -  $\beta$  = constantă, determinată experimental (după [114]  $\beta$  = 2); - A

= coeficient din ecuația vitezei de deformare la fluaj; - n = exponentul ecuației vitezei de deformare la fluaj; - t = timpul; -  $F = K/\sigma(W)^{1/2}$ ; - F' = dF/d(a/W); -  $\sigma$  = tensiunea nominală; -W = lățimea piesei ci fisură; - K = coeficientul de intensitate a tensiunii la vârful fisurii; - E = modulul de elasticitate longitudinal; -  $\nu$  = coeficientul Poisson.

Un alt aspect important în analiza și interpretarea parametrilor de creștere a fisurii la fluaj îl constituie opririle/pornirile periodice la care sunt supuse conductele de abur sub presiune. În [68] se demonstrează că reducerea presiunii are o influență semnificativă asupra valorilor  $C_t$ , deci pe măsura creșterii timpului de menținere contribuția primului termen din valoarea  $C_t$  scade iar fluajul staționar se aproximează prin  $C^*$ . Dacă apare o oprire în funcționare procesul de relaxare a tensiunii la vârful fisurii se întrerupe, iar după o nouă pornire relaxarea tensiunii se reia, rezultând o creștere a valorilor  $C_t$  după fiecare pornire. Deci timpul de operare dintre o pornire-oprire devine un factor important în calculul duratei remanente de viață a conductelor cu fisuri.

#### 2.4.3. Determinarea experimentală a vitezei de creștere a fisurii la fluaj.

În prezent, pentru determinarea experimentală a vitezei de creștere a fisurii în condiții de fluaj la temperaturi ridicate, la materialele metalice, se aplică metode de încercare standard din ASTM E 1457-92 [16]. Această metodă este aplicabilă doar în cazul când întreg ligamentul (secțiunea nefisurată) a epruvetei (componentei examinate) este expus deformațiilor la fluaj, adică în cazul fluajului stabil sau terțiar.

Obiectivul încercărilor conform standardului ASTM E 1457-92 îl constituie deducerea relației reale care leagă valorile vitezei de creștere a fisurii da/dt (sau a'(t)) la fluaj de valorile *parametrului*  $C^*(t)$ , pe baza unor determinări experimentale pe epruvete prelevate din materialul avut în vedere.

#### 2.4.4. Metodologia de predicție a durabilității conform procedurii EPRI.

Această metodologie s-a dezvoltat începând din anii 1986 și continuă în prezent la EPRI (Elecetrical Power Research Institute) din Washington de către un larg colectiv condus de către Saxena [103-106,114], care include și procedura standard de încercare la propagarea fisurii în condiții de fluaj [12]. Această metodologie permite evaluarea influenței defectelor de tip fisură în componentele ce lucrează la temperaturi și presiuni ridicate și pleacă de la premiza realistă (radical opusă conceptului durabilității garantate) că nici o componentă reală (mai ales sudată) nu poate coexista fără influența defectelor. Important este să știm să coabităm cu defectele și să le putem controla, deci monitoriza. Această metodologie însumează 3 componente:

a) caracteristicile de material determninate prin procedura de încercare [12];

b) procedura de evaluare prin calcul a influenței defectului asupra structurii sudate;

c) procedurile de control nedistructiv cu ajutorul cărora se cunoaște starea reală de defectare a structurii.



Fig. 2.5.: Metodologia predicției duratei de propagare a fisurii [103-106].

Analizele de predicție a coductelor de abur se bazează pe conceptele mecanicii ruperii dependente de timp [15]. În **fig. 2.5.** se prezintă schema metodologiei de predicție generală a duratei remanente de viață [103-106,115], care constă din trei etape. În *etapa 1* sunt realizate încercările de materiale relevante, care caracterizează comportarea la deformare la fluaj și de creștere a fisurii la fluaj. Prin combinarea rezultatelor acestor 2 tipuri de încercări cu încercările de tracțiune statică, vitezele de propagare a fisurii "da/dt" se pot reprezenta în termenii parametrului " $C_t$ " [67-70,77,79]. În *etapa 2*, este calculată valoarea lui " $C_t$ " pentru componenta H.M.TezaDoct.2002 145

de rezistență ce conține un defect. În *etapa 3*, sunt combinate comportarea materialului la creșterea fisurii la fluaj și valoarea calculată a lui " $C_t$ ", pentru a dezvolta curbele duratei de viață remanentă, percum graficul dimensiunii inițiale a fisurii în funcție de durata remanentă de viață.Durata de viață finală a componentei de rezistență poate fi determinată bazat pe anumite criterii de cedare, de exemplu tenacitatea ruperii. Mai întâi sunt descrise geomeriile relevante ale fisurii în componentele termocentralelor și apoi se schițează metoda de estimare a lui  $C_t$  pentru eceste configurații de fisură.

#### **2.4.4.1. Estimarea lui** "*C*<sub>*t*</sub>".

Expresia generală pentru estimarea lui " $C_i$ " pentru condițiile deformației în zona de fluaj poate fi descrisă de fluajul după legea de putere dată de rel (2.18), unde  $\alpha$  este dată de următoarea relație:

$$\alpha = \frac{1}{2\pi} \left[ \frac{(n+1)}{1,38 \cdot n} \right]^{2/(n-1)}$$
(2.19)

În rel. (4.18), " $C^*$ " este valoarea lui " $C_i$ " în regim stabil, și de asemenea este dată de o integrală independentă de drum definită în [110]. De asemenea " $C^*$ " este similar *integralei-J* [110] și poate fi astfel determinat prin modificarea relației pentru estimarea lui "J" în corpurile cu fisură supuse la solicitări complet plastice. Modificarea implică înlocuirea constantelor de fluaj după legea de putere în locurile în care s-a folosit plasticitatea după o lege de putere [113,115]. Astfel sunt disponibile expresiile pentru estimarea lui " $C^*$ " pentru câteva configurații bidimensionale [112].

Soluția estimării lui "C\*" pentru o placă cu fisură centrală poate fi derivată din [113]. În mod similar, pentru estimarea creșterii unei fisuri longitudinale înglobate în direcție radială, modelul adecvat este din nou cel al plăcii cu fisură centrală cu semilungimea fisurii "a" și semilățimea epruvetei "W". Deoarece "W" este distanța între centrul defectului și suprafața cea mai apropiată (diametrul exterior sau interior), modelul va da o valoare conservativă a lui " $C_t$ ".

Soluțiile pentru estimarea lui "C\*" pentru fisuri longitudinale de suprafață și pentru fisuri circumferențiale în conducte sunt disponibile în mod curent pentru valori ale lui " $t/R_i$ " de 0,05; 0,1 și 0,2, unde t = grosimea peretelui; pentru valori ale lui n = 1; 2; 3; 5; 7 și 10 [115]. Aceste soluții pot fi interpolate pentru alte valori ale lui " $t/R_i$ " și "n" în interiorul intervalelor respective. Soluția lui "K" pentru aceste cazuri este dată în [112]. Expresiile pentru estimarea lui "K"; "C\*"; "F" și "F" pentru aceste configurații pot fi derivate și în [113,115] sunt date exemple. Soluțiile de manual [86] pentru estimarea lui "C\*" sunt extinse la  $a/W \rightarrow 0$ , folosind lucrarea [116].

Corecțiile pentru valoarea lui " $C_i$ ", obținute din rel. (4.18) s-au aplicat pentru luarea în considerație a plasticității instantanee. Acest lucru s-a realizat prin înlocuirea lui "K" în rel. (4.18) cu valoarea corectată a plasticității " $K_{eff}$ " dată de:

$$\mathcal{L}_{eff} = [K^2 + EJ^p]^{1/2}$$
(2.20)

unde: -  $J_p$  = contribuția complet plastică a mărimii *integralei-J*. Ecuația pentru estimarea lui " $J_p$ " poate fi de asemenea derivată într-o manieră similară cu aceea pentru " $C^*$ " [113,115,116]. La estimarea valorii lui " $C^*$ " (deci și a lui " $C_t$ "), este necesar să se facă o alegere între condițiile pentru starea plană de tensiune și de deformație. Condițiile din starea plană de deformație se dezvoltă în secțiuni groase și este o presupunere adecvată pentru creșterea fisurii în direcție radială. Oricum, datorită pereților relativ subțiri ai conductelor de abur din acest ex., această prezumție nu poate fi justificată pentru creșterea fisurii în direcția axială și de fapt condițiile stării de tensiune plană pot exista. Deoarece starea de tensiune plană conduce la o valoare mai mare a lui " $C_t$ " s-a presupus că pentru creșterea axială a fisurii este relevantă pentru a fi conservativă.

Deoarece metodele conceptelor mecanicii ruperii dependente de timp (*MRDT*) sunt complexe și durata remanentă de viață este afectată de atât de mulți factori, este de dorit să se efectueze analizele cu ajutorul unui computer, cu un soft dezvoltat special (precum Codul PCPIPE, dezvoltat de EPRI [117,121], care se prezintă în continuare).

#### 2.4.4.2. Metodologia PCPIPE [117,121].

PCPIPE este un cod de evaluare a duratei restante de viață, bazat pe utilizarea interactivă a calculatorului personal, pentru coductele de abur la temperaturi ridicate care conțin defecte. El s-a utilizat pentru evaluarea cantitativă a influenței variabilelor de lucru, precum presiunea, temperatura și frecvența pornirilor și opririlor asupra duratei remanente de viață. El realizează de asemenea analiza curgerii înaintea ruperii. În **fig. 2.6**. se arată o schemă a calculelor efectuate de către PCPIPE. În continuare este descrisă fiecare etapă de calcul.

Intrarea în program constă în definirea diferitelor condiții de lucru, precum presiunea, temperatura și timpul de lucru mediu între pornire și oprire. Parametrii geometrici includ diametrele interior și exterior ale conductei și variabile referitoare la tipul, dimensiunea și poziția defectului. În mod specific, valorile "W" și "L", și tipul defectului sunt parametrii de intrare. Datele de material necesre pot fi fie variabile de intrare fie pot fi accesate de la o bază de date pentru diferite tipuri de materiale pentru conducte de abur.

Etapa următoare a calculelor este determinare lungimii critice a fisurii la rupere " $2c_f$ ". Sunt folosite 2 criterii pentru determinarea lungimii criticea fisurii. Primul criteriu presupune că

ruperea se produce când valoarea aplicată a *integralei-J* [112,118] devine egală sau depășește tenacitatea ruperii materialului, caracterizată de "J<sub>1c</sub>"[119].



Fig. 2.6.: Schema de calcul conform PCPIPE [104,117,121].

Acest criteriu este adecvat dacă ruperea se produce la o periadă scurtă de timp de la pornire. Al doilea criteriu este bazat pe atingerea unei viteze critice de creștere a fisurii de 2,54 $\cdot$ 10<sup>-2</sup> mm/h. Această cerință este mai adecvată dacă ruperea se produce în timpul duratei normale de lucru după trecerea a câtorva ore de la pornire.



Dacă situația este așa atunci condițiile de la vârful fisurii nu mai pot fi controlate de *integrala-J* datorită deformației de fluaj. Deoarece există o bază de date extinsă [84] pentru verificarea faptului că  $C_t$  controlează viteza de creștere a fisurii în materialele conductelor de abur la o viteză de 2,54 10<sup>-2</sup> mm/h, acestă mărime se consideră adecvată. Această viteză este suficient de rapidă încât durata de viață remanentă să fie foarte redusă la atingerea sa. Lungimea critică este selectată din criteriul care dă valoarea inferioară, precum se arată în **fig. 2.7**. Precum s-a menționat mai devreme, s-au presupus condițiile stării plane de tensiune la determinarea lui "J" și "C\*" [94,100] în calcule.

Următoarea etapă este calculul duratei remanente de viață. Această etapă depinde de faptul dacă urmează să se facă o analiză ciclică sau statică. Analiza ciclică se referă la o stare de opriri periodice (solicitare întreruptă, deci cu suprapunerii oboselii).

Analiza statică se referă la o solicitare în funcționare continuă sau cu opriri foarte puțin frecvente (de ex. sub una pe an). Mai întâi se descrie analiza statică. Ecuația care guvernează viteza de creștere a fisurii la fluaj (VCFF) este:

$$da/dr = H[C_t(a,t)]^{p}$$
(2.21)

unde: "H" și "q" sunt parametrii de material (identici cu "A" și "q" din PD 6539:1994 [91]); -  $C_t$ = o funcție de adâncimea fisurii "a" și timpul "t" (conf. rel. 4.18). Astfel că durata remanentă de viată este dată de:

$$t_{R} = \int_{a_{0}}^{a_{f}} \frac{da}{H[C_{i}(a,t)]^{q}}$$
(2.22)

unde: -  $a_0$  = dimensiunea inițială a fisurii; - $a_f$  = dimensiunea finală a fisurii, pe care se poate baza că viteza de creștere a fisurii este egelă sau depășește 2,54  $\cdot 10^{-2}$  mm. Astfel ec. (2.22) poate fi rezolvată numeric pentru determinarea duratei remanente de viață.

În cazul analizei ciclice, viteza de creștere a fisurii pe ciclul de lucru, da/dN este calculată astfel:

$$\frac{da}{dN} = \int_{1}^{T_c} \frac{da}{dt} dt$$
(2.23)

Înlocuind pe da/dt din rel. 2.21 în rel. 2.23 rezultă:

$$\frac{da}{dN} = \int_{1}^{T_{c}} H[C_{i}(a,t)]^{q} dt$$
(2.24)

unde: -  $T_c$  = timpul de lucru, conf. fig. 2.5. Numărul de cicluri de funcționare restant " $N_R$ " poate fi estimat prin integrarea ec. (2.24) astfel:

$$N_R = \int_{a_0}^{a_f} \frac{da}{(da/dN)}$$
(2.25)

unde: -  $a_f$  = dimensiunea fisurii la care  $da/dN > 2,54 \cdot 10^{-2} T_c$  mm/ciclu. Limita inferioară de integrare din ec. (2.25) este luată de 1 oră pentru evitatrea singularității în calculul lui  $C_t$  la a = 0 (în ec. 2.21). Deoarece degradarea la fluaj este dependentă de timp, creștera fisurii datorită fluajului nu se poate produce instantaneu. Există un timp de incubație pentru creșterea fisurii care se prevede a fi de cel puțin câteva ore. Așa încât 1 oră se consideră că dă rezultate conservative [91].

Următoarea etapă este estimarea lungimii maxim admisibile a fisurii " $2c_0$ " la controlul nedistructiv pentru a preveni curgerea înaintea ruperii. Acestă lungime trebuie să fie mai mică decât valoarea lungimii critice la rupere " $2c_f$ " în timpul " $t_R$ ". Astfel, următorul set de informații poate fi folosit pentru estimarea lui  $c_0$ :

$$\frac{dc}{dt} = H[C_t(c,t)]^q \tag{2.26}$$

$$t_{R} = \int_{c_{0}}^{c_{f}} \frac{dc}{H[C_{i}(c,t)]^{q}}$$
(2.27)

Ecuația (2.27) poate fi rezolvată pentru obținerea valorii lui " $c_0$ ", iar " $t_R$ " este cunoscut din rel (2.22). Următorul set de ecuații poate fi rezolvat pentru " $c_0$ " sub solicitare ciclică:

$$\frac{dc}{dN} = \int_{1}^{t_c} H[C_i(c,t)]^q dt$$
(2.28)

$$N_R = \int_{c_0}^{c_f} \frac{dc}{(dc/dN)}$$
(2.29)

În rezumat, dacă se conduce o analiză statică, durata remanentă de viață estimată se obține ca o funcție de adâncimea fisurii "a". În mod corespunzător fiecărei adâncimi de fisură și durate de viață remanentă asociată li se calculează o lungime maxim admisibilă a fisurii la controlul nedistructiv, pentru asigurarea curgerii înaintea ruperii.

#### 2.5. Cercetări experimentale ale autorului la propagarea fisurii la fluaj.

# 2.5.1. Procedura tehnică dezvoltată de către autor pentru efectuarea încercărilor de propagare a fisurii la fluaj.

În prezent, pentru determinarea experimentală a vitezei de creștere a fisurii în condiții de fluaj la temperaturi ridicate, la materialele metalice, se aplică metode de încercare standard din ASTM E 1457-92 [1]. Această metodă este aplicabilă doar în cazul când întreg ligamentul (secțiunea nefisurată) a epruvetei (componentei examinate) este expus deformațiilor la fluaj, adică în cazul fluajului staționar sau terțiar.

Metoda nu permite evaluarea efectelor de coroziune la temperaturi ridicate ci ia în considerare doar deformațiile acumulate în timp, la aceste temperaturi, în volumul de material din fața frontului fisurii. Obiectivul încercărilor conform standardului ASTM E 1457-92 [1] îl constituie deducerea relației reale care leagă valorile vitezei de creștere a fisurii da/dt (sau  $\dot{a}(t)$ ) la fluaj de valorile parametrului  $C^*(t)$ , pe baza unor determinări experimentale pe epruvete prelevate din materialul avut în vedere.

Principiul încercării constă în aplicarea unei sarcini constante, la temperaturi ridicate la care se produc degradări prin fluaj, asupra unei epruvete de formă rectangulară având o crestătură cu o fisură în prelungire. Una dintre epruvetele recomandate este de tipul CT (Compact Tension) și are forma și proporțiile prezentate în fig. 2.8.



Fig. 2.8.: Forma și dimensiunile epruvetei de creștere a fisurii la fluaj [1].

Valoarea sarcinii aplicate epruvetei trebuie astfel aleasă astfel încât acțiunea ei să producă deformații ale volumului de material, dir. fața frontului fisurii, similare cu cele care au loc la încercările la fluaj clasice efectuate în scopul determinării caracteristicilor clasice de fluaj.

În timpul menținerii sub sarcină la temperatura stabilită se măsoară și se înregistrează continuu sau la intervale de timp precizate, următoarele mărimi:

- deplasarea prin deschidere a flancurilor (marginilor) crestăturii cu fisură, pe linia de aplicare a forței (axa găurilor epruvetei CT), deplasare notată cu V;
- lungimea fisurii din epruvetă, notată *a<sub>i</sub>*.

TT NE T--- D--+ 2002

Numărul de măsurători a valorilor V și  $a_i$  trebuie să fie suficient pentru a trasa diagrama creșterii lungimii fisurii a = f(timp), respectiv valorilor V = f(timp) pe baza a cel puțin 20 puncte experimentale.

Pe baza diagramelor (înregistrărilor) V=f(timp), respectiv a=f(t) se determină vitezele de variație în raport cu timpul a deschiderii flancurilor crestăturii cu fisură, notate cu V sau dV/dtși vitezele de creștere a fisurii  $\dot{a}$  (sau da/dt). Pentru obținerea valorilor dV/dt sau da/dt norma recomandă două metode și anume: fie metoda secantei fie metoda ajustării în 7 puncte a unui polinom de gradul II (parabolă) care caracterizează variațiile a=f(t) respectiv V=f(t). Pe baza valorilor dV/dt, a lungimii efective a fisurii corespunzătoare valorilor dV/dt și a celorlalți parametrii ai încercării se calculează valoarea parametrului  $C^*(t)$ , aplicând următoarea relație:

$$C^{*}(t) = \frac{P \cdot V_{c} \cdot n}{B_{N} \cdot (W - a) \cdot (n + 1)} (2 + 0.522) \frac{W - a}{W}$$
(2.30)

unde:

P - sarcina aplicată;  $V_c$ - viteza de variație a deschiderii punctului de aplicare a forței corespunzătoare deformației la fluaj la timpul *t*, valorile  $V_c$  calculându-se cu ajutorul valorilor dV/dt cu o relație indicată în ASTM E 1457; BN - grosimea netă a epruvetei; W - lățimea epruvetei; *a* - lungimea fisurii din epruvetă corespunzătoare valorii  $V_c$ ; *n* - exponentul din relația care exprimă variația deformației la fiuaj în funcție de tensiunea aplicată; norma recomandă determinarea valorii *n* pe epruvete din materialul avut în vedere, prin încercări la fluaj, dar acceptă și valori cunoscute din alte surse care trebuie însă documentate.

Pentru validarea rezultatelor experimentale. care să permită atât validarea valorilor  $C^*(t)$  cât și a corelației  $da/dt = f(C^*(t))$  se efectuează următoarele teste:

- se determină timpul de tranziție notat  $t_T$  aplicând relația următoare:

$$t_T = \frac{K^2(1-\nu^2)}{E(n+1)C(t_T)}$$
(2.31)

în care: K - factorul de intensitate a tensiunii la vârful fisurii calculat pe baza adâncimii fisurii, a dimensiunilor epruvetei (B, W) și a sarcinii aplicate: v- coeficientul lui Poisson; E - modulul de elasticitate; n - exponentul din relația deformației la fluaj menționată înainte;  $C^*(t_T)$  este valoarea  $C^*(t)$  calculată pe baza valorii celei mai mari a timpului din întregul set de date analizate. Sunt luate în considerare doar rezultatele corespunzătoare timpilor  $t > t_T$ . Detalii privind stabilirea valorilor  $t_T$  se prezintă în normă. Succesiunea este următoarea:

 se elimină din calcul datele experimentale obținute înainte de creșteri de 0,5 mm ale fisurii;

```
11 × 4 T. _- D. -+ 2002
```

- se verifică condiția  $V \ge 0.8$  iar datele care îndeplinesc această condiție se consideră valide pentru calculele ulterioare:
- se verifică deviațiile planului fisurii față de un plan idealizat care cuprinde axa crestăturii și este normal pe axa găurilor epruvetei. Dacă abaterile sunt mai mici decât ±5º rezultatele sunt acceptate penteu calcule;
- datele experimentale ale deschidarii flancurilor crestăturii cu fisură de valori mai mari de 0,05W nu se validează pentru ca culele ulterioare.

Standardul recomandă soluții de calcul pentru factorul de intensitate a tensiunii K, a componentei plastice  $J_p$  a integralei de conter J precum și pentru calculul valori parametrului  $C_t$  corespunzător condițiilor fluajului primar la scară redusă.

Determinarea experimentală a valorilor da/dt respectiv  $C^*(t)$  implică existența următoarelor echipamente:

-mașină de încercare statică care să permită menținerea sarcinii constante cu variații maxime de ±1%;

-cuptor de încălzire cu instalație de leglare și menținerea temperaturii în limitele  $\pm 2^{\circ}$ C pân la temperaturi de 1000°C, respectiver3°C peste temperaturi de 1000°C. Se menționează că în cadrul prezentului contract se intention ară efectaurea încercărilor pe oțeluri termorezistente slab aliate la care în general temperatura de încercare este de 540°C, deci eroarea maximă de încercare nu poate depăși  $\pm 2\%$ :

-traductori pentru măsurarea deplasă li prin deschidere a flancurilor crestăturii cu fisură; dacă traductorii nu sunt proiectați pentru tore territuri ridicate se impune conceperea și realizarea unor dispozitive de adapare a acestore la convetă și de transmitere, în exteriorul cuptorului, a deplasărilor respective;

-echipament pentru determinarea lurgimii fisurii în epruvetă utilizând metoda variației potențialului electric, sau măsurarea directă cu mijloace clasice a lungimii fisurii prin oprirea încercării la intervale determinate.

-dispozitive de adaptare si încărear in opravetelor în mașina de încercare și la cuptorul de încălzire.

Se recomandă totodată ca încercarea, controlui parametrilor, achiziția și prelucrarea datelor experimentale să se realizeze îstroan sister dot et cu calculator PC.

#### 2.5.2. Cercetări experimentale pe oțeluri termorczistente.

Cercetările experimentale au fost efectuate de către autor pe 4 oțeluri termorezistente pe instalația de încercare la propagarea fisurii la fluaj, realizată de către autor și prezentată la **cap.4.** cu utilizarea procedurii de încercare prezentată la pct. 2.5.1. Cele 4 oțeluri cercetate au fost: 10TiNiCr180, 12MoCr22, X20CrMoV12.1. și 12CrMoV3, pentru care la pct. 2.12. s-au prezentat caracteristicile de material (standard și determinate de către autor la ISIM).

Epruvetele de încercare s-au prelevat din țevi sudate cu grosimea peretelui de 28 mm și au forma și dimensiunile prezentate în fig. 2.9. iar planul de prelevare a epruvetelor din metalul de bază și din ZIT-ul îminării sudate se prezintă în fig. 2.13.



Fig. 2.10..: Forma și d.mer.siunile epruvetei pregătite pentru încercare.



Fig. 2.11.: Set de epruvete prefisicule, pregătite pentru încercare

De asemenea în fig. 2.11. se prezintă un set de 6 epruvete, iar în fig. 2.12. o epruvetă de încercare prefisurată la oboseală, pregătită pentru încercarea de extensie a fisurii la fluaj.

TIN T--- D--+ 2002



Fig. 2.12.: Epruvetă de încercare la propagarea fisurii de fluaj, prefisurată la oboseală și pregătită pentru încercare.



Fig. 2.13.: Planul de prelevare a epruvetelor de încercare la propagarea fisurii la fluaj.

A fost necesară efectuarea încercării de tracțiune statică pentru determinarea limitei de curgere  $R_e$ , fără de care nu se poate calcula forța ciclului de prefisurare la oboseală și a forței de încercare a epruvetelor de încercare la extensia fisurii la Suaj.

Crestătura ascuțită (prevăzută în fig. 2.10) a fost realizată prin frezare cu raza la vârful crestăturii foarte mică ( $\leq 0,1$  mm) pentru a permite amorsarea ușoară a fisurii la oboseală.

Pentru prefisurarea la oboseală a epravetelor de încercare la extensia fisurii la fluaj s-au respectat prescripțiile din ASTM E 1457-92 [1]. Astfel se prevede ca prefisurarea să se facă la o temepratură egală cu temepratura camerci lo valori ale sarcinii care nu depășesc valoarea maximă  $F_f$ :

$$F_f = \frac{0.4B_N (W - a_0)^2 \cdot \sigma_{vo}}{(2W + a_0)}$$
(2.32)

TT N / TT --- TT --- 2002

Eroarea de măsurare a sarcinii trebuie să se afle în intervalul  $\pm 5\%$ , ceea ce s-a realizat efectiv pe instalația de prefisurare folosită (un pulsator electomecanic cu excentric). De asemenea se prescrie ca forța maximă pe ultimii 0,5 mm să nu depășească forța folosită în timpul încercării de extensie a fisurii la fluaj. O altă condiție de prefisurare este ca lungimea de prefisurare la oboseală să se afle peste 1,3 mm.

În consecință pentru oțelul 12CrMoV10 ( $R_{p0,2}=255$  N/mm<sup>2</sup>) caracteristicile ciclului de prefisurare la oboseală (cu respectarea condițiilor prevăzute mai sus) au fost următo arele:

- ciclu de solicitare armonic (sinusoidal) pulsant pozitiv;
- forța minimă a ciclului:  $F_{min} = 810$  N;
- forța maximă a ciclului:  $F_{max} = 7.450$  N;
- coeficientul de asimetrie a ciclului: R = 0,1087;
- frecvența ciclului: f = 5 Hz;

De asemenea pentru oțelul X20CrMoV12.1. ( $R_{f/2}=567 \text{ N/mm}^2$ ) caracteristicile ciclului de prefisurare la oboseală (cu respectarea condițiilor prevăzute mai sus) au fost următoarele:

• ciclu de solicitare armonic (sinusoidal) pulsant pozitiv;

• forța minimă a ciclului:  $F_{min} = 1.800$  N;

- forța maximă a ciclului:  $F_{max} = 16.560 \text{ N};$
- coeficientul de asimetrie a ciclului: R = 0.1091;
- frecvența ciclului: f = 5 Hz;

Pentru oțelul 10TiNicr180 și oțelul 2.25Cr-1Mo (cu limită de curgere la 20°C apropiată) caracteristicile ciclului de prefisurare la oboseală (cu respectarea condițiilor prevăzute mai sus) au fost următoarele:

- ciclu de solicitare armonic (sinusoidal) pulsant pozitiv;
- forța minimă a ciclului:  $F_{min} = 610$  N;
- forța maximă a ciclului:  $F_{max} = 5.645$  N;
- coeficientul de asimetrie a ciclului: R = 0.108:
- frecvența ciclului: f = 5 Hz;

O condiție prevăzută pentru operația de prefisurare prescrisă în standardul ASTM E 1457-92 este ca lungimea inițială a fisurii  $a_0$  (conf. fig. 2.10.) trebuie să se afle în intervalul:

$$0,45 W \le a_0 \le 0.55 W \tag{2.33}$$

Deoarece pentru epruveta din fig. 2.30. s-a adoptat dimensiunea W de la axa găurilor pentru solicitare la marginea epruvetei de W = 20 rum rezultă că efectiv lungimea fisurii trebuie să se încadreze în intervalul:

## $9 \text{ mm} \le a_0 \le 11 \text{ mm}$

Prefisurarea la oboseală a epruvetelor de încercare s-a realizat pe instalația de prefisurare tip IFMR, proiectată și realizată de către autor la ISIM iar schema constructivă se prezintă în fig. 2.14. iar aspectul său general în fig. 2.15.



Fig. 2.14.: Schema constructivă a instalației de prefisurare a epruvetelor de mecanica ruperii tip IFMR.

TT N / T--- D--+ 2002



**Fig. 2.15.:** Aspectul general al instalației de prefisurare a epruvetelor de mecanica ruperii tip IFMR. Părțile componente ale instalației de prefisurare a epruvetelor de mecanica ruperii, conform schemei constructive din **fig. 2.14.** sunt următoarele: 1 – suport cadru; 2 – ghidaj epruvete de încovoiere; 3 – sistem de reglare distanță; 4 – șurub de reglare; 5 – suport lagăre; 6 – role de sprijin; 7 – sistem de ghidare epruvetă; 8 – epruvetă de încovoiere; 9 – element de solicitare, 10 – lagăre, 11 – arbore de antrenare; 12 – rulment oscilant; 13 – excentric fix; 14 – excentric

mobil, 15 – șurub de reglare a excentricității; 16 – lagăr portant; 17 – corp inferior prindere epruvetă de tarcțiune; 18 – epruvetă ce aaețiune; 19 – capete de prindere, 20 – cadru de solicitare. Instalația mai cuprinde motorul de antrenare cu turație variabilă și pupitrul electric de comandă.

Instalația de prefisurare permite reproducerea ciclurilor de solicitare sinusoidale prin combinarea tensiunii alternante (reglată d'n excentric) și a tensiunii medii (reglată din șurub). Valoarea tensiunii este măsurată static la începutul operației de prefisurare cu sistemul de timbre tensometrice rezistive. lipit pe pertiunea cilindrică a tijei șurubului, al cărui semnal amplificat de o punte tensometrică corespunde forței de solicitare din diagrama de etalonare. Astfel pentru o epruvetă solicitată la tracțiune pulsantă în poziția extremă superio ară a excentricului se citește forța minimă iar în poziția extremă inferioară se citește forța maximă a cilului.

Instalația de prefisurare are marele avanta) că permite varierea continuă a turației motorului de acționare (deci a frecvenței ciclurilor de scheitare) astfel încât se poate controla creșterea fisurii mai ușor decât în cazul instalațiilor cu frecvență constantă de solicitare. De asemenea se poate opri motorul oricând și prin rotire manuală a excentricului în sensul solicitării la tracțiune a epruvetei, aceasta deschide fisura ce poate fi măsurată relativ ușor pe cale vizuală cu ajutorul microscopului.

În urma efectuării operației de prefisurate a celor 8 epruvete de încercare din oțelurile X20CrMoV12.1., 12CrMoV3, 12McCr2... 10TiNiCr180 numărul de cicluri de oboseală pentru realizarea unei lungimi a fisar.i (h s chil crestăturii) de max. 2 mm (încadrându-se în intervalul 9...11 mm) s-a aflat în intervalul.  $N_{cicl} = 64.000...124.000$  cicluri, respectând cerința din prescripția de încercare, ASTM E 1457-92 [1]. În tab. 2.2. se prezintă lungimea prefisurării de oboseală și numărul de cicluri suportat de către fiecare din cele 4 epruvete pregătite din oțelul X20CrMoV12.1. și 12CrMoV3.

	P						
Oțel	ul X20CrMcV	12.1.	Oțelul 12CrMoV3.				
Marcaj epruvetă	Număr de cicluri de prefisurare la oboseală [cicl.]	Lungimea Esoti Ge oposealà - a [mm]	Marcaj opruvetă	Număr de cicluri de prefisurare la oboseală [cicl.]	Lungimea fisurii de oboseală - a <sub>0</sub> [mm]		
A.1. (MB)	79.300	16,50	<u>В.1. (MB)</u>	81.800	10,53		
A.2. (MB)	83.700	. (), 54	∋.2. (MB)	95.200	10,54		
A.3. (ZIT)	99.100	10.58	83. (ZIT)	118.400	10,52		
A.4. (ZIT)	106.500	16,52	84. (ZIT)	112.900	10,50		

**Tab. 2.2.:** Rezultatele profisurăr<sup>14</sup> la constală ale epruvetelor destinate programului experimental pentru oțelul X20Cr.MoV12 12Cr.MoV3.

Această valoare a lungimin fistar leu porte le variată în intervalul 9...11 mm, în funcție de nivelul sarcinii selectate pentru încercare și ce durata de încercare predicționată.

TT 34 T ..... 2002

În tab. 2.4. se prezintă rezultatele prefisurării crectuate pe epruvtele destinate încercării la propagarea fisurii la fluaj din îmbinarea sudată a otelului 12MoCr22 și oțelul 10TiNiCr180.

Tab.	2.4.:	Rezultatele	prefisurării	la	oboseală	ale	epruvetelor	destinate	programului
exper	imenta	l pentru oțelul	12MoCr22 \$	și 1(	0TiNiCr180	Э.			

C	telul 12MoCr2	2	Oțelul 10TiNiCr180			
Marcaj	Număr de cicluri	Lungimea fisurii	Marcaj	Număr de cicluri	Lungimea fisurii	
epruvetă	de prefisurare la	de oboseală - a,	epravetă	de prefisurare la	de oboseală - $a_0$	
	oboseală [cicl.]	[mm]		oboseală [cicl.]	[mm]	
C.1. (MB)	121.900	10,49	D.1. (MB)	121.800	10,53	
C.2. (MB)	124.700	10,62	12.2. (A1B)	119.200	10,54	
C.3. (MB)	118.400	10.54	D.3 (14B)	114.300	10,51	
C.4. (ZIT)	76.300	10,61	D.4. (ZIT)	81.400	10,52	
C.5. (ZIT)	67.100	10,55	$\mathbb{D}(5, \mathbb{Q}, \mathbb{T})$	77.900	10,50	
C.6. (ZIT)	78.500	10,58	D.6. (217)	95.200	10,73	

Prgramul experimental pentru încercarea pe oțeluille X20CrMoV12.1 și 12CrMoV3 pe instalația pregătită pentru extensia fisurii în condiții de fiuaj s-a efectuat pe epruvetele încercare pregătite și constă din următoarele:

• încercări pe 2 epruvete (A.1. și A.3.) din maturalul de bază al oțelului X20CrMoV12.1. la temperatura de 540°C și la forța de solicitare de 7.00 s di

• încercări pe 2 epruvete încercate (A.2. și A.4.) din ZIT-ul oțelului X20CrMoV12.1. la temperatura de 540°C și la forțe de solucitare de 5.1008;

• încercări pe 2 epruvete încercate (B. .. și B.3.) den carterialul de bază al oțelului 12CrMoV3. la temperatura de 540°C și la forța de solicitare de 7.000%;

• încercări pe 2 epruvete încercate (B.2. di 114.) dir ZIT-ul oțelului 12CrMoV3. încercate la temperatura de 540°C și la forța de solicitare de model di

Prgramul experimental pentru încercarea pe oțeiurile 12MoCr22 și 10TiNiCr180 pe instalația pregătită pentru extensia fisurii în condiții de fluai sua efectuat pe epruvetele încercare pregătite și constă din următoarele:

- 2 epruvete (C.1. și C.4.) încercate le temperatura de 218°C și la forța de solicitare de 7.500N;
- 2 epruvete încercate (C.2. si C.5.) 'contrajor ale contra de SC și la forța de solicitare de 6.200N;
- 2 epruvete încercate (C 3. și C.C.) [2000, 20214 a construction of C și la forța de solicitare de 5.000N;
- 2 epruvete (D.1. și D.4.) încercate la temporatura de 50% °C și la forța de solicitare de 3.532N;
- 2 epruvete încercate (D2, și D.5.) la traporature la 190 °C și la forța de solicitare de 2.943N;

• 2 epruvete încercate (D3. și D.6.) la teroperature de SOB °C și la forța de solicitare de 2.354N;

Planul de prelevare a epruvetole : de freces tara (d) de tatalul de bază și ZIT-ul sudurii) din cele 4 conducte sudate din oțelurile X200. MoV12 (, FOUEMeV3, 12MoCr22 și 10TiNiCr180 se prezintă în fig. 2.13.

În continuare se prezintă un exemplu de prelucrare a datelor experimentale după încercarea la propagarea fisurii la fluaj pe epruveta A.2. (MB) din oțelul X20CrMoV12.1.

Sarcina de încărcare P = 5.100 N. Durata până la rupere  $T_{rup} = 324$  ore. Caracteristicile mecanice la tracțiune statică de interes:  $R_{p0,2538+C} = 339$  MPa;  $E_{538+C} = 1,72\cdot10^5$  MPa. Dimensiunea medie a fisurii de oboseală:  $a_{ob} = 2,39$  mm; lungimea fizică a fisurii la începutul încercării:  $a_0 = 10,54$  mm; dimensiunea extensiei fisurii la fluaj:  $a_{fl} = 3,40$  mm; lungimea fizică a fisurii la sfârșitul încercării:  $a_f = 13,94$  mm. Deplasarea la deschidere pe direcția solicitării: V= 0,53 mm. Dimensiunile carcateristice ale epruvetei de încercare: W = 20 mm;  $B = B_N = 10$ mm. Dimensiunile de calcul ținând seama de lungimea întregii fisuri (crestătura mecanică de pe axa solicitării plus fisura de oboseală plus extensia fisurii de fluaj):  $a_f = 13,94$  mm; a/w = 0,697; w - a = 6,06 mm.

Viteza de creștere a fisurii a fost:

da/dt = 3,4/324 = 0,01049 mm/oră.

Viteza deschiderii fisurii pe direcția solicitării a fost:

dV/dt = 0.53/324 = 0.00164 mm/ora.

Constanta necesară pentru calculul coeficientului de intensitate a tensiuni: f(a/w) = 1,285, calculată conform relației:

 $f(a/w) = 0.866 + 4.64 \cdot (a/w) - 13.32 \cdot (a/w)^2 + 14.72 \cdot (a/w)^3 - 5.6 \cdot (a/w)^4.$ 

Relația de calcul pentru K este:

$$K = \frac{P}{(BB_N)^{1/2} (w)^{1/2}} \frac{2 + a/w}{(1 - a/w)^{1/2}} r(w/w)$$

Astfel coeficientul de intensitate a tensiunil calculat este:

$$K = 2.367 \text{ N/mm}_{3.2} = 74,83 \text{ MPa}(\text{m})^{1.2}$$

Pentru calculul integralei *J* plastice " $J_{pl}$ " se determină din ASTM E 1457-92 și din [12] următoarele constante și caracteristici de material:  $D_I$  și *m* sunt constantele din ecuația:  $\varepsilon = \sigma/E$ +  $D_I(\sigma/\sigma_{ys})$  iar  $h_I$  (*a/w*, *m*) din tab. X2.1. din anexa la ASTM. Astfel:  $D_I = 5,810^{-15}$  MPa<sup>-m</sup>; *m* = 5,42,  $\alpha = 0,114$  și  $h_I = 1$ , relația de calcul este:

$$J_{p} = \frac{D_{1} \cdot h_{1}(a \mid w, m)}{\left(\sigma_{yy}(w - a)^{m}\right)} \left(\frac{P}{1.455 \cdot B_{yy}(w)}\right)^{2}$$

Cu aceste valori componenta plastică a lui J este  $J_p = 22,66 \text{ J/m}^2$ .

Mai departe se calculează viteza de deplasare la lluaj  $V_{i}$  cu ajurorul relației:

$$\vec{V}_{c} = \vec{V} - \frac{\vec{a} \cdot B_{x}}{P} \left[ \frac{2K^{2}}{\vec{c}} + (m+1)! \right] \text{ in [mm/oră]}$$

TT & 4 T .... Th .... 2002

Introducând mărimile necesare în relația de mai sus rezultă valoarea vitezei de deplasare a flancurilor fisurii pe direcția deplasării  $\dot{V_e} = 0,00113 \text{ mm/orā}.$ În continuare se calculează integrala  $C^*(t)$  cu ajutorul relației:

$$P \cdot \dot{V}$$
  $n \quad (w - a) = c - 2$ 

$$C^{*}(t) = \frac{F^{*}v_{c}}{B_{N}^{*}(w-a)} \frac{n}{(n+1)} \left(2 + 0.522 \frac{w-a}{w}\right) \ln \left[J/m^{2} - or\tilde{a}\right]$$

Considerând că n = 9,9 rezultă că  $C^*(t) = 0,1856$  N mm mm<sup>2</sup> oră = 185,6 J/m<sup>2</sup> oră. În final se calculează valoarea parametrului  $C_t$  cu ajutorul relației:

$$C_{i} = \frac{P \cdot \dot{V}_{c}}{\sqrt{B \cdot B_{N}} \cdot w} F'/F \text{ in } [J/m^{2} \text{ or} \breve{a}] \text{ unde:}$$
$$F'/F = \left[\frac{1}{2 + a + a/w} + \frac{3}{2(1 - a/w)}\right] + \frac{f'}{f}$$

iar  $f'/f = 4,64 - 26,64(a/w) + 44,16(a/w)^2 - 22,4(a/w)^3$ . f(a/w) se ia din calculul valorilor lui K. Astfel f'/f = -0,07 și F'/F = 5,25.

Cu aceste valoarea parametrului  $C_i = 182 \text{ J/m}^2$  oră pentru viteza  $\dot{a} = 0.01049 \text{ mm/or}$ ă.

Rezultatele cercetărilor experimentale realizate de către autor la propagarea fisurii la fluaj pe cele 4 materiale supuse investigației prezentate mai sus se materializează în ecuațiile vitezei de propagare a fisurii la fluaj și dependențele grafice din fig. 2.16...fig. 2.23.

In diagrama din fig. 2.16. se prezintă viteza creșteri fisurii la fluaj pentru oțelul 12MoCr22 iar în fig. 2.17. pentru oțelul 10TiNiCr180 [232]. Ecuația vitezei de creștere a fisurii în condiții de fluaj (log da/dt =  $A \cdot C_t^q$ ), trasată în grafie dublu logaritmic pentru oțelul 12MoCr22 este:

$$\log da/dt = 0,00019 \cdot \log C_{i}^{0.716}$$
(2.34)

Constantele A (factorul) și q (exponentul) relațiilor de putere de mai sus sunt constante specifice de material (determinate statisitic), care sunt folosite la calculul de rezistență al construcțiilor cu defecte de tip fisură și care lucrează în condiții de fluaj. Parametrul  $C_t$  este o funcție de tensiunea și de temperatura de încercare, precum și de alți factori (lungimea fisurii, parametrii A și n din rel. 2.3., etc, conf. fig. 2.5.). Această ecuație a vitezei de propagare a fisurii la fluaj este utilizată ca și caracteristică de material în codurile de calcul (în stadiu de proiectare sau în stadiul de evluare a duratei restante de viață a unei componente aflate în serviciu). Ecuația vitezei de creștere a fisurii în condiții de fluaj (*log da dt* =  $A \cdot C_t^q$ ), trasată în grafic dublu logaritmic pentru oțelul 10TiNiCr180 este:

$$\log da/dt = 0,00019 \log C^{(-1)}$$
(2.35)

11 V/ T. \_ D. .. 0000



Fig. 2.16: Dreapta vitezei de creștere a fisurii la fluaj a oțelului 12MoCr22. [232]



Fig. 2.17.: Dreapta vitezei de creștere a fisurii la fluaj a oțelului 10TiNiCr180. [232]

În diagramele din **fig. 2.18.**, **fig. 2.19**. și **fig. 2.20**. se prezintă graficul vitezei creșteri fisurii la fluaj pentru oțelul 12CrMoV3 pentru metalul de bază, ZIT-ul îmbinării sudate, și respectiv pentru ambele.



Fig. 2.18.: Graficul vitezei de creștere a fisurii la fluaj pentru metalul de bază a conductei sudate din oțelul 12CrMoV3. [233]



Fig. 2.19.: Graficul vitezei de creștere a fisurii la fluaj pentru ZIT-ul sudurii conductei sudate din oțelul 12CrMoV3. [233]



Fig. 2.20.: Graficul vitezei de creștere a fisurii la fluaj pentru metalul de bază și ZIT-ul sudurii conductei sudate din oțelul 12CrMoV3. [233]

Ecuația vitezei de creștere a fisurii în condiții de fluaj ( $log da/dt = A C_t^q$ ), trasată în grafic dublu logaritmic pentru metalul de bază din conducta sudată din oțelul 12CrMoV3 este:

$$\log da/dt = 0,00006 \log C_t^{0.8254} \tag{2.36}$$

Ecuația vitezei de creștere a fisurii în condiții de fluaj ( $log da/dt = A C_t^q$ ), trasată în grafic dublu logaritmic pentru ZIT-ul sudurii din conducta sudată din oțelul 12CrMoV3 este:

$$\log da/dt = 0,00002 \cdot \log C_t^{1,0791}$$
(2.37)

Ecuația vitezei de creștere a fisurii în condiții de fluaj ( $log da/dt = A \cdot C_t^q$ ), trasată în grafic dublu logaritmic pentru metalul de bază și ZIT-ul sudurii din conducta sudată din oțelul 12CrMoV3 este:

$$\log da/dt = 0,00004 \log C_t^{0.9/3}$$
(2.38)

În diagramele din **fig. 2.21., fig. 2.22**. și **fig. 2.23**. se prezintă graficul vitezei creșteri fisurii la fluaj pentru oțelul X20CrMoV12.1. pentru metalul de bază, ZIT-ul îmbinării sudate, și respectiv pentru ambele.



Fig. 2.21.: Graficul vitezei de creștere a fisurii la fluaj pentru metalul de bază a conductei sudate din oțelul X20CrMoV12.1. [233]



Fig. 2.22.: Graficul vitezei de creștere a fisurii la fluaj pentru ZIT-ul sudurii conductei sudate din oțelul X20CrMoV12.1. [233]



Fig. 2.23.: Graficul vitezei de creștere a fisurii la fluaj pentru metalul de bază și pentru ZIT-ul sudurii conductei sudate din oțelul X20CrMoV12.1. [233]

Ecuația vitezei de creștere a fisurii în condiții de fluaj ( $log da/dt = A C_t^q$ ), trasată în grafic dublu logaritmic pentru metalul de bază din conducta sudată din oțelul X20CrMoV12.1. este:

$$\log da/dt = 0,0003 \cdot \log C_t^{0.6736} \tag{2.39}$$

Ecuația vitezei de creștere a fisurii în condiții de fluaj ( $log da/dt = A C_t^q$ ), trasată în grafic dublu logaritmic pentru ZIT-ul sudurii din conducta sudată din oțelul X20CrMoV12.1. este:

$$\log da/dt = 0,0003 \cdot \log C_t^{0.7482} \tag{2.40}$$

Ecuația vitezei de creștere a fisurii în condiții de fluaj ( $log da/dt = A C_t^q$ ), trasată în grafic dublu logaritmic pentru metalul de bază și ZIT-ul sudurii din conducta sudată din oțelul X20CrMoV12.1. este:

$$\log da/dt = 0,0003 \cdot \log C_t^{0.7135}$$
(2.41)

În fig. 2.24. și fig. 2.25. se prezintă aspectul epruvetei B.2. după ruperea la extensia fisurii de fluaj și respectiv după detașarea prin rupere statică a secțiunii de rupere în care sunt vizibile, fisura de oboseală, apoi extensia fisurii la fluaj și zona de detașare finală.

În **fig. 2.26.** se prezintă aspectul suprafeței de rupere la proagarea fisurii la fluaj cu evidențierea porțiunilor crestăturii: de prelucrare mecanică, de prefisurare la oboseală, de extensie stabilă la fluaj și cu prezența unui defect de sudare, care a afectat comportarea în timpul încercării epruvetei din îmbinarea sudată B.4.





**Fig. 2.24.:** Epruveta B.2. încercată la extensia fisurii la fluaj. [233]

**Fig. 2...25.:** Epruveta B.2. separată după ce a fost încercată la extensia fisurii la fluaj. [233]



**Fig. 2.26.:** Aspectul suprafeței de rupere la proagarea fisurii la fluaj cu evidențierea porțiunilor crestăturii: de prelucrare mecanică, de prefisurare la oboseală, de extensie stabilă la fluaj și cu prezența unui defect de sudare, care a afectat comportarea în timpul încercării epruvetei din îmbinarea sudată B.4.

3. Metode nedistructive de apreciere cantitativă pe cale metalografică a stării de degradare la fluaj.

### 3.1. Metoda metalografică a parametrului A.

## 3.1.1. Generalități.

Componentele supuse solcitărilor de durată la presiuni și temperaturi ridicate vor suferi degradări microstructurale în timpul serviciului, care vor provoca cedarea acestora. Aceste modificări microstructurale sunt datorate soilicitărilor termomecanice ale materialului și se manifestă prin modificarea compoziției chimice, a microstructurii, a mărimii carburilor, a densității carburilor, a compoziției feritei, a rezistenței soluției solide, a parametrului rețelei cristaline, etc.

În cadrul unui proiect european SPRINT (SP 249) s- au realizat câteva proceduri de investigație nedistructivă [193] a stării de degradare la fluaj a oțelurilor termorezistente prin luarea de amprente de duritate și replici *in-situ*. Cele două aplicații majore ale replicilor sunt:

• studiul microstructurii (cavitățile produse la fluaj, mărimea grăunților, etc), folosind replicile de suprafață și microscopia optică;

• examinarea și identificarea particulelor mici de fază secundară prin replici de extracție, pe bază de carbon pentru determinarea distanței dintre particule.

#### 3.1.2. Replica de suprafață.

Replicile pot furniza informații privind starea materialului componentelor iar metoda de utilizare a lor fiind nedistructivă este accesibilă în orice punct. Metoda oferă date doar de la suprafața componentei, dar informațiile care se obțin se referă la:

• starea de degradare (creșterea și globulizarea precipitărilor);

• starea de distrugere (dimensiunea cavităților de fluaj și a fisurării).

#### 3.1.2.1 Procedura standard de obținere și intepretarea replicii.

Această procedură s-a elaborat [193] în vederea evaluării metalografice a materialului din componentele ce lucrează la fluaj la temperaturi înalte, conf. procedurii din ASTM E 1351 [194]. Procedura are obiectul în pregătirea locului de amplasare, polizarea, lustruirea, atacul metalografic, aplicarea și desprinderea replicii, etc. Replicile se pretează la examinarea cu microscopul optic la o mărire de 400 de ori. Dacă se dorește examinarea la TEM (microscopul electronic cu transmisie) este necesară imersarea parțială în acetonă, prin dizolvarea filmului obținându-se o imagine pozitivă a replicii.

Procedura calitativă de interpretare pentru oțelurile slab aliate urmărește modificarea vizuală a microstructurii, caracteristicile cele mai importante fiind creșterea dimensiunii grăunților și giobulizarea precipitărilor de carburi (conf. **fig. 3.1.**).



Fig. 3.1.: Schema degradării microstructurale [196].

Evaluarea precisă pornește de la starea inițială (la fabricația materialului) iar schema din **fig. 3.1.** servește ca procedură standard de clasificare a stării de degradare microstructurală (de la A la F) în raport cu starea inițială (ferită/ferită, ferită, bainită).

Degradarea la fluaj (cavitățile și fisurile) poate fi evaluată corect în vederea predicției duratei restante de viață. În cazul structurilor sudate o etapă importantă o constituie determinarea regiunilor în care se produce degradarea microstructurală, aceste regiuni trebuind să fie evaluate separat. La examinarea replicilor se are în vedere pe lângă regiunile cu potențialul cel mai ridicat de degradare (cu concentrarea tesniunilor și deformațiilor, temperaturi mai înalte, etc) și orientarea acestora față de sudură. Pentru clasificarea calitativă a degradării s-au dezvoltat diferite scheme (**tab. 3.1.**), conform diferitor autori [193,195,196].

Starea de	Fără	Fără	Cavități	Cavități	Microfisuri N	Macrofisuri
degradare	degradare	cavități	izolate	orientate		
Neubauer [192	]	A	В	С	D	E
NT TR 170 [19	0 [00	1 2	.1 2.2. 2.3.	3.1 3.2. 3	3.3. 4.1. 4.2. 4.	.3. 5
VGB-TW507 [	[193] 0	1	2.a. 2.b.	3.a. 3.b	. 4	5
ISQ [190]		0	0/1 1	1/2 2	2/3 3 3/4	4

**Tab. 3.1.:** Clase de degradare la fluaj [193, 195, 196]:

Pentru evaluarea stării de degradare conf. VGB-TV507 [195] se iau în considerare următoarele oțeluri destinate conductelor: • 13CrMo4 4 (1.7335); • 10CrMo 9 10 (1.7380); • 14MoV6 3 (1.7715); • X20CrMOV12 1 (1.4922); • X8CrNiNb16 13 (16) (1.4961). Microstructura este dependentă mai ales de temperatura de lucru în timp ce degradarea este controlată de tensiune sau de deformație. Uzual se prezintă evaluarea structurii pe materialele cu tratamentul termic

conf. standardului respectiv suplimentar se prezintă structura oțelului X20CrMoV12 1 expus în serviciu care nu este tratat termic conf. standardului. Oțelurile 13CrMo4 4, 10CrMo9 10 și 14 MoV6 3 pot expune granulații și distribuție de ferită și bainită în funcție de compoziția chimică, temperatură, menținere, durata de răcire, deși s-a efectuat tratamentul termic standard. Uzual structurile se stabilizează și se unifică după expunerea termică prelungită; de aceea în VGB [193] s-au selectat materialele ce depășesc 100.000 ore.

Experiența practică în domeniul metalografiei [196] arată că noile clase de degradare (de evaluare) sunt următoarele, pentru fiecare oțel fiind prezentate imagini etalon:

- clasa 0: material în stare de recepție, fără solicitare termică în serviciu;
- clasa 1: expus la fluaj, fără cavități;
- clasa 2a: expunere avansată la fluaj, cavități izolate;
- clasa 2b: expunere la fluaj mai avansată, numeroase cavități, fără orientare preferențială;
- clasa 3a: degradare la fluaj, numeroase cavități orientate;
- clasa 3b: degradare la fluaj avansată, lanțuri de cavități și precipitări la limitele grăunților;
- clasa 4: degradare la fluaj avansată, microfisuri;
- clasa 5: degradare mare la fluaj, macrofisuri.

Această procedură este aplicată la TUV Suddeutschland [196]; în **fig. 3.2.** se prezintă evaluarea replicilor de microstructură luate de la suprafața componentei pentru evaluarea durabilității serviciului, iar în **fig. 3.3**. se prezintă clasificarea mocrostructurii examinate. În **fig. 3.4**. se prezintă procedura TUV [196], în care măsurarea clasică a deformației de fluaj peste repere sudate este înlocuită cu traductori metalici sudați în puncte în zonele critice ale componentei și cu fixate pentru luarea replicilor. Se observă că pe lângă măsuraraea mult mai precisă a deformației de fluaj se suprapune și evaluarea stării de degradare observată pe replică, în care durata de serviciu se încheie cu clasa 3, la care micorporii și microfisurile de fluaj au o dimensiune maximă de sub lungimea unei limite de grăunte.



Modificarea microstructurii în funcție de deformația de fluaj și timp Deformația de fluaj in-sonvice prin metoda TCR Secundar II Primai Durata de oper p misă

Fig. 3.2.: Evaluarea replicii de microstructură Fig. 3.3.: Clasificarea microstructurii examinate [196]. luată de la suprafața componentei pentru evaluarea duratei de serviciu [196].



Fig. 3.4.: Principiul măsurării deformației de fluaj folosind tehnica replicii [196].

Pentru evaluarea microstructurii diferitor regiuni ale sudurilor în proiectul SP 249 [193] s-au validat și două metode cantitative a cavităților de fluaj:

• parametrul "A" pentru : MB, MS și ZIT-ul cu granulatie mare;

• densitatea de cavități pentru: ZIT-ul cu granulație fină, regiunea intercritică (tip IV), regiune cu concentrarea tensiunii în suduri.

*Parametrul "A"* este definit ca un număr fracționar al numărului cavtăților la limitele de grăunte întâlnite de o linie paralelă față de direcția tensiunii maxime. Măsurarea parametrului "A" se face la microscopul optic cu lumină verde monocromă, obiectivul de 40x și oculare de 10x sau 12,5x, adaptate cu o rețea reticulară cu mărire de 400x...500x. Prin utilizarea unei monturi micrometrice replica se deplasează de-a lungul direcției de acțiune a tensiunii principale maxime, iar prin utilizarea următoarelor 4 reguli limita de grăunte traversată de punctul reticulului se clasifică în *degradată* sau *nedegradată*:

• <u>Regula 1:</u> se observă o limită de grăunte doar în primul punct triplu de fiecare parte a intersecției; dacă limita se extinde dincolo de câmpul vizual atunci punctul la care ea coboară se tratează ca un punct triplu;

• <u>Regula 2</u>: se clasifică o limită de grăunte ca *degradată* dacă conține una sau mai multe cavități (sau mcrofisuri) de-a lungul lungimii sale observabile, inclusiv cavități centrate chiar pe punctul triplu, în caz contrar limita este *nedegradată*; când există dubii dacă o limită este degradată sau nu ea se ignoră;

• <u>Regula 3</u>: intersecțiile multiple cu aceeași limită sunt fiecare contorizate și clasificate față de starea de degradare a întregii limite;

• <u>Regula 4</u>: intersecțiile cu punctele triple se contorizează ca o intersecție a limitei; clasificarea ca degradată sau nedegradată a limitei de grăunte se determină prin votul majoritar al stării degradării celor 3 limite întrunite.

În **fig. 3.5.** se prezintă regula de interpretare a stării de degradare a limitelor de grăunte conform regulilor prezentate mai sus:

• conform regulei 2 limitele A, B și C sunt degradate, iar limitele D, G și J sunt nedegradate;

• conform regulei 3 intersecțiile limitelor H și I sunt contorizate și ele ar trebui să aibe stare *nedegradată* pentru că ele sunt pe aceeași limită;

• conform regulei 4 intersecțiile E și F sunt exemple de intersecții triple, clasificate confrom termenului de "volum majoritar", deci E este *degradată* iar F este *nedegradată*.

Dacă numărul de limite degradate este  $N_D$  și numărul de limite nedegradate este  $N_U$ , atunci raportul lor reprezintă *parametrul* "A" și reprezintă fracția limitelor de grăunte afectate de cavități [193]:

$$A = N_D / (N_U + N_D)$$
(3.1)

Dacă lungimea traversării se notează cu L, atunci dimensiunea grăuntelui l, definită ca intercepția liniară medie se calculează prin:



<u>Limite degradate:</u> A, B, C, E. <u>Limite nedegratate:</u> D, F, G, H, I, J. Fig. 3.5.: Reguli pentru determinarea parametrului "A" [193].

Pentru a obține precizie ridicată în determinarea parametrului "A" uzual se recomandă numărarea a minim 400 limite de grăunți, aceasta realizându-se printr-o serie de treceri paralele, separate prin două câmpuri vizuale.

Densitatea de cavități este definită ca numărul de cavități pe unitatea de suprafață [193], iar măsurarea se poate face fie prin observare directă, fie prin fotografii. Pentru determinarea parametrului "A" este necesară echiparea suplimentară a microscopului optic cu un aparat fotografic și cu o grilă pentru a putea face definiția exactă a ariei care se va investiga. Replica este traversată în direcția tensiunii principale maxime, evitându-se intersectarea câmpurilor vizuale succesive (se acceptă doar fante mici între câmpuri).

Se înregistrează lungimea totală a traversării sau suma lungimilor câmpurilor vizuale. Pentru fiecare câmp vizual se notează numărul total de cavități observate într-un câmp. Dacă avem dubii la identificate aceste indicații se ignoră. În cazul lanțurilor de cavități, care trebuie să fie identificate clar, ele trebuie să fie contorizate individual și trebuie să se noteze existența acestei înlănțuiri.

Contorizarea (numărarea) se poate face prin observarea directă la microscop, dar și prin realizarea de fotografii la scară mărită pentru fiecare câmp. Suplimentar față de determinarea *parametrului "A"*, determinarea *densității cavităților* la fiecare traversare servește separat ca o verificare pentru omogenitatea degradării și a stării microstructurale a materialului.

# 3.1.2.2. Procedura de predicție a durabilității.

Pentru realizarea precisă a predicției durabilității este necesar un model, care să fie mecanic realist și care să fie capabil să predicționeze evoluția degradării, distrugerii și deformării până la sfârșitul duratei de viață, și cel mai important lucru să permită realizarea de determinări *cantitative*. Prin abordarea mecanicii degradării mediului continu autorii din [193] consideră că aceste cerințe sunt întrunite. Această abordare cuprinde perechea de ecuații pentru viteza de deformație,  $\dot{\varepsilon}$  și pentru viteza de degradare (distrugere),  $\dot{\omega}$ :

$$\dot{\varepsilon} = C(T) \cdot \sigma^n \cdot \varepsilon^{1-\mu} \cdot (1-\omega)^n \tag{3.3}$$

$$\dot{\omega} = D(T) \cdot \sigma^{\nu} \cdot \varepsilon^{1-\mu} \cdot (1-\omega)^n \tag{3.4}$$

unde: T=temperatura;  $\sigma$ =tensiunea;  $\varepsilon$ =deformația;  $\omega$ =degradarea (distrugerea).

Soluția acestei perechi de ecuații este reprezentată de relația dintre fracția duratei de viață  $t/t_r$ , fracția deformației  $\varepsilon/\varepsilon_r$  și parametrul de degradare  $\omega$ :

$$1 - (t/t_r)^{1-\mu} = (1 - \varepsilon/\varepsilon_r)^A = (1 - \omega)^{n \cdot A/(A-1)}$$
(3.5)

unde: n= exponentul tensiunii de fluaj;  $\mu$ =exponentul durității primare;  $\Lambda$ =raportul ductilității terțiare.

Rel. (3.5) este baza predicției cantitative a degradării la fluaj și a duratei necesare pentru inițierea fisurii. Aceasta este compatibilă în întregime cu abordarea de mecanica ruperii la fluaj pe baza integralei  $C^*$  și poate fi adaptată pentru a include efectele fluajului ciclic sau ale acțiunii comune fluaj-oboseală. Dacă este necesar se poate realiza o relație între măsurătorile fizice, bazate pe parametrul "A" și pe densitatea de cavități la degradarea de fluaj și variabila de stare, sau cu fracția deformației  $\varepsilon/\varepsilon_r$ . Studiile teoretice cuprind următoarele relații, care trebuie să fie confirmate experimental:

• în funcție de parametrul "A":  $\omega = A \cdot (4/\pi)$  (3.6)

• în funcție de densitatea de cavități:  $\varepsilon/\varepsilon_r = N_A/N_f$  (3.7)

unde:  $\varepsilon_r$ =deformația (ductilitatea) la rupere;  $N_f$ =densitatea cavităților la cedare. În absența unei fisuri se poate folosi relația:

$$LF = \left[1 - \left(1 - \frac{4}{\pi}A\right)^{\frac{n\Lambda}{\Lambda - 1}}\right]^{\mu}$$

$$t_{rem} = t_{serv} \left(\frac{1 - LF}{LF}\right)$$
(3.8)
(3.9)

unde:  $LF = t_{serv}/t_r$ =fracția durabilității consumate; A=numărul fracționar de cavități la limita grăunților, măsurat pe o linie paralelă la axa tensiunii principale maxime; n=exponentul tensiunii la fluaj;  $\mu$ =exponentul ecruisării primare;  $\Lambda = \varepsilon_r/\varepsilon_s$ ;  $\varepsilon_r$ =deformația la rupere la fluaj;

 $\varepsilon_s = \varepsilon_m \cdot t_r$ =parametrul Monkaman-Grant;  $\varepsilon_m$ =viteza minimă de fluaj;  $t_r$ =durata de rupere la fluaj;  $t_{serv}$ =durata de serviciu până în momentul considerat.

Dacă degradarea este uniformă pe secțiune, atunci această durată reprezintă durata de viață până la cedare, dar dacă degradarea este locală ea reprezintă durata necesară pentru inițierea fisurii. În prezența unei fisuri fracția durabilității remanente utilizată în ecuația vitezei de creștere a fisurii la fluaj se definește relația:

$$(1 - \varepsilon/\varepsilon_r) = (1 - A - 4/\pi)^{n/(A-1)}$$
(3.10)

Valorile parametrilor n,  $\mu$  și  $\Lambda$  sunt dependente de material, de tensiune și de temperatură. În absența unei fisuri, durata de viață până la cedare (pentru distrugerea întregii secțiuni) sau durata necesară pentru inițierea unei fisuri (pentru distrugerea locală) este dată de:

$$LF = [1 - (1 - N_A/N_f)^A]^\mu$$
(3.11)

unde: 
$$t_{rem} = t_{serv} \cdot (1 - LF)/LF$$
 (3.12)

Evaluarea cantitativă a nivelului de degradare pe această bază se face pe baza clasificării stării de degradare [193] legată direct de fracția durabilității; având o evaluare a fracției duratei de viață consumate  $LF = t_{serv}/t_r$ , se determină durata restantă de viață în serviciu  $t_{rem}$  din relația:

$$t_{rem} = t_{serv} \cdot [(1 - LF)/LF] \tag{3.13}$$

În **tab. 3.2.** se prezintă valorile determinate în cadrul programului SPRINT SP 249 [193] pentru factorul (1 - LF)/LF care leagă durata de viață remanentă  $t_{rem}$  în funcție de nivelul de degradare (distrugere). Durata restantă de viață  $t_{rem}$  se poate lega în funcție de durata necesară până la inițierea fisurii sau de durata până la cedare în funcție de faptul că degradarea este uniformă pe secțiune sau dacă degradarea este locală. Din valoarea estimată a *parametrului A* se poate calcula ductilitatea (deformația) remanentă  $\varepsilon_r$  în prezența unei fisuri.

Nivelul	Param.	Domeniul fracției duratei	Factorul duratei remanente:		
de	"A"	consumate	(1 - LF)/LF		
degradare	maxim	LF	minm	maxim	
1	0	0,000,12	7,33	necunoscut	
2	0,12	0,040,36	1,17	24,0	
3	0,3	0,300,50	1,0	2,33	
4	0,48	0,450,84	0,19	1,33	
5	0,6	0,721,00	0 = cedare	0,39	

Tab. 3.2.: Nivele de degradare la fluaj în funcție de valorile parametrului "A".

#### **3.2.** Metoda amprentelor de duritate.

Măsurătorile de duritate pot furniza informații privind starea de degradare a componentelor solicitate în condiții de fluaj, care sunt fabricate din oțeluri feritice. Aceasta este o procedură nedistructivă, care poate fi aplicabilă în orice punct accesibil de pe suprafața componentei, dar

ea se poate folosi și pe orice mostră extrasă dintr-o componentă sau semifabricat (când se pot efectua determinări pe grosimea peretelui).

Prin aplicarea acestei proceduri se pot obține informații privind:

• starea de degradare (ca o măsură indirectă a dimensiunii globale a precipitatelor);

• diferențierea durității în secțiunea transversală a sudurii (ca o măsură indirectă a rezistenței la fluaj).

Măsurătorile de duritate se pot folosi pentru:

• estimarea temperaturii;

• predicția calitativă a durabilității;

• predicția cantitativă a durabilității;

• predicția locului de cedare.

Procedura se aplică cu ajutorul măsurătorilor efectuate cu aparate de duritate portabilă, eventual cu înregistrări pe dischetă (a sute și mii de amprente), care se pot prelucra ulterior pe computer. La utilizarea aparatelor de duritate portabilă rugozitatea suprafeței trebuie să fie identică cu cea neceasară pentru luarea replicilor (ultima prelucrare: lustruire cu pastă de diamant de 1µm, atac chimic și lustruire repetată). Dacă pregătirea suprafeței este de slabă calitate este necesară o sarcină minimă de 30kg dacă dorim să obținem o indicație corectă atât pentru MB cât și pentru MS sau ZIT-ul îmbinărilor sudate. În consecință pentru a avea un nivel ridicat de precizie atunci când se utilizează aparatele portabile de tip Microdur cu microsarcini este esențială finisarea suprafeței conf. standardului pentru replici [194].

Se consideră [193] că prin utlizarea procedurii de măsurare a microdurității suprafeței este posibilă estimarea rezistenței la fluaj, deci a duratei restante de viață atunci când se face explorarea materialului peste matricea de carburi dispersă (de vanadiu, crom, molibden). Măsurătorile de microduritate se pot folosi pentru diferite moduri de evaluare:

• ca mijloc de identificare a regiunilor critice a componentelor în care nivelul durității diferă semnificativ față de cel pentru un material cu comportare satisfăcătoare la fluaj (regiuni supraîncălzite, regiuni cu tratament termic incorect, etc);

• în combinație cu metoda de calcul a duratei restante, pe baza aplicării codurilor de calcul se poate face o predicție mai exactă pentru o gamă largă de componente solicitate la fluaj;

• ca o măsură cantitativă a degradării microstructurale, oferind date de intrare pentru modelele de degradare la fluaj pentru MB, MS sau ZIT-rile îmbinărilor sudate.

În urma expunerii la solicitări de durată la temperaturi ridicate rezistența oțelurilor slab aliate suferă modificări (deci și modificări ale durității, care se corelează direct cu caracteristicile de rezistență), ca rezultat a precipitării carburilor la limitele grăunților și a măririi granulației. Acest modificări ale durității pot fi utilizate la estimarea temepraturii medii de lucru a compenentei. În cazul solicitărilor cu deformații mici înmuierea prin deformare poate fi neglijată.

Reacția temperaturii oțelurilor la temperaturile tipice din serviciu poate fi descrisă de modificarea durității, care este influențată de timpul t și de temperatura T prin intermediul parametrului Sherby-Dorn P:

$$P = \log(t) - (q/T)$$
(3.14)

Datorită îmbătrânirii materialului de la duritatea inițială  $H_0$  (la t=0) la temperatura T până la duritatea curentă  $H_c$  (la  $t=t_c$ ) se poate obține o corelație între duritatea H și parametrul P de tipul H = f(P). Presupunând că duritatea este invers proportională cu distanța între particule, descrierea formală a acestor curbe de îmbătrânire poate fi definită prin similitudine cu cinetica creșterii grăunților de tip Lipschitz-Slyozov-Wagner-Greenwood:

$$(H_{t} - H_{ss})^{-3} = (H_{o} - H_{ss})^{-3} + C_{0} \cdot \exp\left(\frac{-Q}{R \cdot T} \cdot t\right)$$
(3.15)

unde:  $H_{ss}$ =nivelul durității soluției solide saturate. Astfel dependența de tmeperatură a parametrului Sherby-Dorn este:

$$q = Q/(R \cdot \ln 10)$$
 (3.16)

unde: R=constanta gazelor; Q=paramteru influențat de energia de activare.

Aceste relații se pot utiliza în viitor pentru predicția tendinței de înmuiere sau pentru determinarea temperaturii medii, dacă avem două măsurători de duritate succesive. Astfel se poate folosi diferența de duritate dintre regiunea *caldă* și *rece* a componentei. Datorită unor programe extinse [193] sunt disponibile date care leagă empric duritatea materialului de durata de viață până la cedare.

Aceste date nu compensează influența posibilă a variațiilor de tratament termic, sau a altor procese de fabricație, astfel încât există o bandă largă de dispersie în graficul de predicție a duratei restante de viață. În ciuda tururor limitărilor datele de duritate constituie un indicator util pentru determinarea capabilității duratei restante de viață la fluaj.

Utilizând datele din [193] se poate construi diagrama predicției durității în îmbinarea sudată, corespunzătoare rezistenței de rupere pe termen scurt și pe termen lung. Prin poziționarea pe grafic a durității curente a sudurii se poate predicționa locul de rupere (peste lini superioară se predicționează cedarea MB; sub linia inferioară cea a MS sau a ZIT-ului îmbinării sudate; între linii este o zonă mixtă cu cedare intermediară).

# 3.3. Cercetări proprii ale autorului privind corelarea parametrilor nedistructivi cu caracteristicile de rezistență de durată la fluaj și oboseală-fluaj.

Intrucât autorul a efectuat cercetări de fluaj, oboseală termică cu menținere la temepratura maximă (oboseală combinată cu relaxarea tensiunii la fluaj) pe două oțeluri termorezistente (14CrMo4 și 15.128.5) suplimentar față de acestea, care s-au condus până la rupere a efectuat și H.M.TezaDoct.2002 176
încercări întrerupte la durate de încercare cu procente între 60-90% din durata medie până la rupere. Pe toate epruvetele încercate (conduse până la rupere și pe cele întrerupte) precum și pe materialul primar primit pentru examinare s-au efectuat în paralel determinări experimentale ale parametrului metalografic A și de duritate pentru evidențierea traseului degradării microstructurale până la ruperea finală.

Suplimentar față de cercetările privind corelarea parametrului A cu starea de degradare la fluaj autorul a efectuat și determinări de duritate Vickers pe scara HV30 pentru a evidenția dacă modificarea durității (reducerea sa o dată cu creșterea duratei de solicitare la fluaj) are o manifestare cel puțin calitativă dacă nu cantitativă. Din păcate cercetările efectuate de către autor pe aceleași probe pe care a determinat parametrul A au evidențiat o reducere a durității cu dispersie mare și un coeficient de corelație de cca. 0,55 ceea ce arată că această metodă nu se justifică pentru determinarea cantitativă a stării de degradare la fluaj.

Autorul a utilizat procedura propusă de către autorii programului SPRINT [193] și a obținut curbe de corelație a degradării microstructurale (evidențiată de parametrul A) cu degradarea la fluaj și de oboseală-fluaj (durata până la rupere). Marele avantaj al procedurii utlizate de către autor este acela că nu a încercat material virgin ci aflat în penultimul stadiu de degradare (valoarea parametrului A fiind cuprinsă între 0,34 și 0,4) iar prin încercările de fluaj s- a putut determina o durată restantă de serviciu între 30.000 și 50.000 de ore. Astfel durata necesară pentru încercări a fost doar de câteva luni în comparație cu câțiva ani, totodată reducînd și costul cercetărilor.

Este evident că un material aflat în durata proiectată de serviciu, care relevă o valoare a parametrului A de până la 0,4 se află la nivelul 4 de degradare (conf. **tab. 3.2.**) și mai are o anumită rezervă de operare în serviciu, porțiunea delicată în care se poate prelungi durata de serviciu fiind cea a parametrului A cuprinsă între 0,5 și 0,6. În continuare se prezintă rezultatele cercetărilor experimentale efectuate de către autor pe cele două oțeluri termorezistente.

Pentru caracterizarea oțelului 13CrMo4 s-au efectuat determinări experimentale ale valorii parametrului A, pe baza materialului încercat la fluaj și la oboseală-fluaj pe epruvete conduse până la rupere și respectiv pe epruvete întrerupte în vederea evidențierii traseului degradării între starea inițială a materialului înaninea încercărilor și starea finală de rupere. Valoarea în starea de recepție a materialului a prezentat o vloarea inițială a parametrului A de cca. 0,31. Valoarea finală (la cedare) a fost de 0,7. Corelația obținută pentru oțelul 14CrMo4 pentru traseul degradării la fluaj se prezintă în **fig. 3.6.**, iar pentru traseul degradării la oboseală-fluaj cu diferite durate de menținere la temperatura maximă se prezintă în **fig. 3.7.** 



Fig. 3.6.: Corelarea parametrului A în funcție de durata extrapolată după încercarea de fluaj până la rupere pe epruvete conduse până la rupere, respectiv pe epruvete întrerupte [231]. Durata suplimentară, extrapolată este de 40.000 ore. Oțelul 13CrMo4.



Fig. 3.7.: Influența duratei de menținere asupra corelației parametrului A la încercările de oboseală termică cu menținere [231]. Oțelul 13CrMo4.

În continuare se prezintă rezultatele cercetărilor de corelare a parametrului A cu starea de degradareela fluaj și la oboseală termică cu duferite durate de menținere la temperatura maximă pentru oțelul cehesc de conducte de abur viu 15.128.5. În **tab. 3.3**. și **tab. 3.4**. sunt prezentate rezultatele determinărilor parametrului "A" pe probe rupte și nerupte încercate la fluaj și respectiv la oboselă termică, conform tehnicii propuse în lucrarea [193]. Se obsevă că pentru determinarea parametrului A este necesară ca valoare intermediară mărimea granulației, ceea ce confirmă tentativele mai vechi de a corela degradarea cu mărimea granulației.

Marrai Ne limite I Ne limite I Test I and the state of th								
iviaicaj		INF. Infile	10121	Parametrul A	Lungimea	Dimensiunea	Observație	Porțiune
proba	degradate	nedegradate	N <sub>D</sub> +N <sub>U</sub>	$(N_n)$	traversării	grăuntelui		conductă
	N <sub>D</sub>	NU		$\left(\frac{\mathbf{N}_{o} + \mathbf{N}_{u}}{\mathbf{N}_{o} + \mathbf{N}_{u}}\right)$	L(mm)	$l=L/(N_D+N_U)$		
<u>X1</u>	174	255	429	0,41	4,70	0,0110	întreruptă	dreaptă
X2	186	228	414	0,45	4,71	0,0114	întreruptă	drepată
X3	201	217	418	0,48	4,82	0,0115	întreruptă	dreaptă
X5	207	195	402	0,51	4,17	0,0104	întreruptă	dreaptă
X15R	254	156	410	0,62	5,61	0,0124	ruptă	drepată
X22R	257	145	402	0,64	5,64	0,0140	ruptă	dreaptă
X24R	273	137	410	0,67	5,32	0,0130	ruptă	dreaptă
H <sub>martor</sub>	186	302	488	0,38	8,97	0,0184	martor	curbă
H1	234	299	533	0,44	7,41	0,0140	întreruptă	curbă
H2	204	213	417	0,49	7,04	0,0169	întreruptă	curbă
H3	211	207	418	0,50	5,87	0,0140	întreruptă	curbă
H4	242	188	430	0,56	7,76	0,0180	întreruptă	curbă
H5	281	296	577	0,49	8,96	0,0155	întreruptă	curbă
H6	251	239	490	0,51	9,64	0,0197	întreruptă	curbă

Tab. 3.3.: Valorile parametrului A pentru încercările la fluaj pe probe rupte și nerupte

Determinările primare ale parametrului A pentru rezultatele prezentate în **tab. 3.3. și tab. 3.4.** sunt prelucrate iar rezultatele calculelor se prezintă în **tab. 3.5**. și respectiv **tab. 3.6**. pentru parametrii de solicitare la fluaj, respectiv la oboseală termică cu menținere, iar curbele de corelare a parametrului "A" în funcție de duratele de solicitare la aceste încercări sunt prezentate în **fig. 3.8... fig. 3.11.** Pentru calculul duratelor de referință la fluaj și respectiv la oboseală termică cu menținere s-a utilizat o regulă de cumulare liniară, care întotdeauna mediază cel mai bine rezultatele experimentale.

Tab. 3.4.: Valorile parametrului A pentru probe rupte și nerupte la încercarea de oboseală termică.

Marcaj	Nr. limite	Nr. limite	Total	Parametrul A	Lungimea	Dimensiunea	Observație	Porțiune
probă	degradate	nedegradate	$N_D + N_U$	$(N_{\rm o})$	traversării	grăuntelui		conductă
	N <sub>D</sub>	NU		$\left( \overline{N_{p} + N_{u}} \right)$	L(mm)	$l=L/(N_D+N_U)$		
OTX01	194	218	412	0,47	4,11	0,00997	întreruptă	dreaptă
OTX2	295	233	528	0,56	5,67	0,0107	ruptă	drepată
OTX03	219	256	475	0,46	6,97	0,0147	întreruptă	dreaptă
OTX4	264	209	473	0,56	5,17	0,0109	ruptă	dreaptă
OTX6	257	182	439 -	0,59	4,49	0,0102	ruptă	drepată
OTX8	209	201	410	0,51	3,96	0,00965	ruptă	dreaptă
OTX12	204	199	403	0,51	3,33	0,00826	ruptă	dreaptă
OTX14	233	180	413	0,56	4,34	0,0105	ruptă	dreaptă
OTX17	246	183	429	0,57	4,20	0,00979	ruptă	drepată
OTX18	242	214	456	0,53	4,40	0,00965	ruptă	dreaptă
OTX19	254	225	479	0,53	4,69	0,009791	ruptă	dreaptă
OTH20	207	224	431	0,48	6,57	0,0152	întreruptă	curbă
OTH21	223	241	464	0,48	6,94	0,0149	întreruptă	curbă
OTH22	218	228	446	0,49	8,68	0,0195	întreruptă	curbă
OTH23	230	224	454	0,51	8,74	0,0192	întreruptă	curbă
X1 <sub>martor</sub>	-	-	-	0,28	-	-	martor	dreaptă
X2 <sub>martor</sub>	-		-	0,31	-	-	martor	dreaptă
H <sub>martor</sub>	186	302	488	0,38	8,97	0,0184	martor	curbă

Tap.	<b>J. J.:</b> Core							
Nr. crt	Marcaj	σ	Т	t <sub>f</sub>	t <sub>ref</sub>	A	Observație	Porțiune
	probā	[MPa]	[°C]	[ore]	[ore]	[-]		conductă
1	<b>X</b> 1	130	540	288	23510	0,41	întreruptă	dreaptă
2	<b>X</b> 2	130	540	432	35263	0,45	întreruptă	dreaptă
3	X3	100	600	124	16666	0,48	întreruptă	dreaptă
4	X5	150	530	264	36666	0,51	întreruptă	dreaptă
5	X15R	130	540	490,5	40000	0,62	ruptă	dreaptă
6	X22R	100	600	610	40000	0,64	ruptă	dreaptă
7	X24R	150	530	288	40000	0,67	ruptă	dreaptă
8	Xmartor 1	-	-	-	0	0,28	martor	dreaptă
9	X <sub>martor 2</sub>	-	-	-	0	0,31	martor	dreaptă
10	H <sub>martor</sub>	-	-	-	0	0,38	martor	curbă
11	H1	130	540	288	23510	0,44	întreruptă	curbă
12	H2	130	540	432	35263	0,49	întreruptă	curbă
13	H3	150	530	192	26666	0,50	întreruptă	curbă
14	H4	150	530	264	36666	0,56	întreruptă	curbă
15	H5	100	600	180	11800	0,49	întreruptă	curbă

au duratele de înconcera la fluci .









Fig. 3.9.: Corelația parametrului A la fluaj pentru porțiunea curbă a conductei [228,229].



Fig.3.10.: Corelația pentru ambele porțiuni pentru extrapolarea la 40.000 ore [228,229].

				· · · · · · · · · · · · · · · · · · ·				·
Nr.	Marcaj	Δε	Nincerc	N <sub>f 50</sub>	Nrei	Parametrul	Observație	Porțiune
crt.	probă	[%]	[cicluri]	[cicluri]	[cicluri]	A		conductă
	X <sub>martor</sub>	-	0	0	0	0.26	probă martor	dreaptă
2	Xmartor	-	0	0	0	0,31	probă martor	drepată
3	OTX01	0,60	953	1865	31170	0,47	probă întreruptă	dreaptă
4	OTX03	0,40	2674	5645	28895	0,46	probă întreruptă	dreaptă
5	OTX18	0,35	6871	7800	53734	0,53	probă întreruptă	drepată
6	OTX19	0,32	8514	9500	54668	0,53	probă întreruptă	dreaptă
7	OTX2	0,44	4789	4100	61000	0,56	probă ruptă	dreaptă
8	OTX4	0,63	1071	1600	61000	0,56	probă ruptă	drepată
9	OTX6	0,54	1063	1150	61000	0,59	probă ruptă	dreaptă
10	OTX8	0,66	2072	1400	61000	0,51	probă ruptă	dreaptă
11	OTX14	0,51	4203	2900	61000	0,56	probā ruptā	drepată
12	OTX17	0,32	12614	9500	61000	0,57	probă ruptă	dreaptă
13	H <sub>martor</sub>	-	0	0	0	0,38	probā martor	curbă
14	OTH20	0,38	1972	2600	46266	0,48	probă întreruptă	curbă
15	OTH21	0,60	959	1111	52654	0,48	probă întreruptă	curbă
16	OTH22	0,82	474	650	44483	0,49	probă întreruptă	curbă
17	OTH23	1,00	275	445	37559	0,51	probă întreruptă	curbă

Tab. 3.6.: Corelația parametrului A cu rezultatele încercărilor de oboseală termică

În **fig. 3.11.** se prezintă curba de corelație a prametrului A pentru rezultatele încercărilor de oboseală termică cu menținere la temperatura maximă a ciclului realizate pe probe conduse până la rupere, respectiv pe probe întrerupt.

Din analiza **fig 3.8...3.11**. se constată coeficienți de corelație corespunzători, care variază între 0,69 și 0,84, ceea ce conferă o încredere suficient de bună acestor corelații. Totuși caracteristicile mecanice de fluaj și de oboseală termică au o valoare de necontestat, întrucât codurile de calcul de proiectare le iau în considerare doar pe acestea.



Fig. 3.11.: Corelația parametrului A la încercarea de oboseală termică cu menținere de 3.600 sec[228]

În tab. 3.7. se prezintă rezultatele determinărilor de duritate *HV30* pe aceleași probe pregătite din epruvetele încercate la fluaj și la oboseală-fluaj pentru care s-au efectuat cercetările pentru determinarea parametrului A. Ținând seama că autorul a efectuat și alte determinări mult mai neconcludente decât cele prezentate în tab. 3.7. se observă o corelare foarte slabă a durității cu starea de degradare la fluaj, respectiv la oboseală-fluaj.

Nr.	Marcaj	Marcaj Secțiunea examinată		Duritatea HV30			
crt.	epruvetă		Val. individ.	Media			
1			175				
2		Transversal	176	175	1		
3	Proba		175				
1	martor		185				
2		Longitudinal	181	185	1		
3			189				
1			158				
2		Transversal	168	162	0,87		
3			160				
1	2B-fluaj		162				
2		Longitudinal	164	161	0,87		
3			156				
1			162				
2		Transversal	173	169	0,87		
3			171				
1	14B-fluaj		168				
2		Longitudinal	181	174	0,94		
3			172				
1			143				
2	C-obos.	Transversal	152	147	0,94		
3	termică	t <sub>men</sub> =600 sec	146				
1	B-obos.		154				
2	Termică	Transversal	156	155	0,79		
3		t <sub>men</sub> =3.600 sec	156				

Tab. 3.7.: Rezultatele determinărilor de duritate HV30.

4. Cerectarea, proiectare și realizarea instalațiilor și dispozitivelor de încercare la solicitări termomecanice.

# 4.1. Instalații de încercare la oboseală termică.

## 4.1.1. Model de comportare termomecanică a materialelor la oboseală termică.

În anul 1954 Coffin [198] a realizat primele încercări de oboseală termică pe o instalație cu blocarea totală a deformațiilor termice, dar pentru conducerea încercărilor cu diferite mărimi ale amplitudinii deformației a fost necesară introducerea în dispozitivul de încercare a unui element elastic (membrane elastice, sau arcuri) [3,7] care să permită obținerea unei blocări parțiale a deformației termice și deci corelația Manson-Coffin de forma  $\Delta \varepsilon_{in} - N_{f}$ .

Încercările de oboseală termică sunt reglementate în următoarele proceduri standard:

• ASTM E 606 [11] pentru încercările de oboseală oligociclice în general (deci și de oboseală termică și de oboseală termomecanică);

• GOST 25.505-85 [199] la fel cu [11], având prescrise proceduri speciale pentru încercările de oboseală termică cu indicarea tipului de epruvetă, a nivelelor de rigitate impusă în încercare și a condițiilor tehnice impuse în timpul încercării.

În continuare se prezintă modelul de solicitare termociclică [3] sub forma procesului din **fig. 4.1.** Componenta investigată (care modelează o epruvetă de încercare sau o parte dintr-o instalație) 1 este legată (mecanic) în serie cu un element elastic 3. Se presupune că componenta investigată 1 se supune ciclurilor repetate de încălzire-răcire. Elementele înseriate cu componenta și anume blocul 2 (uzual constiuie toate elementele de prindere a componentei 1 cu excepția elementului elastic 3 și a componentei 1) și elementul elastic 2 uzual au rigidități impuse (rigiditatea elementului 2 este  $C_2 = \infty$ , iar rigiditatea elementului elastic 3 este  $C_3 < C_1$ ). Aceste rigidități asigură realizarea în componenta analizată 2 a unei deformații termice parțiale. Să presupunem că componenta 1 este supusă ciclurilor repetate de încălzire-răcire (**fig. 4.1.b**.), prin care în fiecare moment temperatura se distribuie uniform pe lungimea și secțiunea corpului ce urmează a fi deformat. Dacă corpul supus deformației 1, (**fig. 4.1.a**.) este liber (fără blocare exterioară) atunci prin varierea cicilcă a temperaturii între  $T_{min}$  și  $T_{max}$  și invers atunci punctul A se va deplasa după un ciclu pulsant de la poziția 0 până la poziția b-b cu amplitudinea:

$$\Delta/2 = \alpha_{med} \cdot [(T_{max} - T_{min})/2] \cdot l_1 \tag{4.1}$$

unde:  $\Delta$ =anvergura deformației totale a elementului 1 ( $\Delta/2$ =amplitudinea deformației totale);  $\alpha_{med}$ =coeficientul de dilatare termică mediu;  $T_{max}$ - $T_{min}$ =anvergura variației temperaturii în ciclul de încălzire-răcire;  $l_1$ =lungimea inițială a elementului 1.

Pentru cazul  $C_3 = \infty$  (blocare exterioară completă, lipsa elementului elastic 3), punctul A rămâne fix în poziția 0 și deformația termică se transformă total în deformație mecanică elasto-plastică, la  $T_{max}$  epruveta este solicitată la compresiune cu amplitudinea deformației elastice  $\Delta/2$ , iar la H.M.TezaDoct.2002 183 răcire urmează descărcarea și apoi solicitarea la tracțiune elasto-plastică cu aceeași mărime a deformației. Atunci când  $C_3 \neq \infty$  punctul A se deplasează în poziția 1 cu mărimea  $\delta_{compres}$ , independent de raportul rigidităților  $C_3/C_1$ . În punctul 1 (fig. 4.1.c.) se produce tensiunea de compresiune  $\sigma^{compres}$  și deformația elasto-plastică corespunzătoare a elementului 1 este:  $\varepsilon^{compres} = \alpha_{med} \cdot \Delta T - \delta_{compres}/l_1$ .



Fig. 4.1.: Modelul comportării termomecanice a materialului componentei analizate la oboseală termică [3]. a) – elementl cu legături elastice; b) – ciclul termic; c – bucla de hsitereză a procesului de deformare elasto-plastică.

La răcirea corpului de la  $T_{max}$  la  $T_{min}$  în punctul 2 se produce descărcarea și apoi încărcarea la tracțiune; ca urmare punctul A se deplasează în poz. 3 (fig. 4.1.a.) cu mărimea  $\delta_{tracf}$ . În punctul 3 al diagramei de deformație ciclică (fig. 4.1.c.) tensiunea este de tracțiune  $\sigma^{tracf}$  iar deformația  $\varepsilon^{tracf} = \alpha_{med} \cdot \Delta T - \delta_{tracf}/l_1$ , unde:  $\Delta T_1 = T_2 - T_{min}$ .

La următoarea încălzire epruveta se descară și din nou se solicită la o sarcină de compresiune (fig. 4.1.b. punctul 5) și apoi cu deformația elastoplastică mai mică decât deformația primului semiciclu de compresiune. Astfel se stabilește regimul de deformație elasto-plastică ciclică a volumului materialului după bucla de histereză (1-2-3-4-5) cu anvergura deformației  $\Delta \varepsilon$ , lățimea buclei  $\varepsilon_p$  și anvergura tensiunii  $\Delta \sigma$ . Pentru rigidități cunoscute ale corpului ce urmează a fi deformat C<sub>1</sub> (dependente de temperatură) și ale elementului elastic C<sub>3</sub> și dependent de variația cu temperatura a caracteristicilor fizico-mecanice ale materialului investigat este posibilă caracterizarea parametrilor de bază ai procesului de deformare ciclică:

• deformația elastoplastică:  $\Delta \varepsilon = \alpha \cdot \Delta T - (\delta_{tract} + \delta_{compres})/l_1$  (4.2)

• lățimea buclei de histereză: 
$$\varepsilon_p = \Delta \varepsilon \cdot (\sigma^{tract}/E_{Tmin}) - (\sigma^{copres}/E_{Tmax})$$
 (4.3)

Analiza stării de solicitare termomecanică arată că nivelul deformației elasto-plastice ciclice în microvolumele componentei 1 la solicitare neizotermă este determinată de o serie de factori:

• forma și geometria componentei 1;

• intesitatea schimbului de căldură între mediul de încălzire și piesă;

• temperatura maximă a mediului;

• coeficientul de transfer termic și neuniformitatea distribuției temperaturii;

• coeficientul de dilatare termică liniară în funcție de temperatură;

• limita de curgere a materialului.

Toți acești factori depind de condițiile exterioare de solicitare și de încălzire. Pentru evaluarea cantitativă a influenței acestor factori se introduce termenul de coeficient de blocare a deformației termice (sau de rigiditate a solicitării):

$$R = \Delta \varepsilon_{M} / \Delta \varepsilon_{T} \tag{4.4}$$

unde: -  $\Delta \varepsilon_M$ =deformația elasto-plastică mecanică; -  $\Delta \varepsilon_T$ =deformația termică.

Presupunând că se realizează încălzirea ciclică și a elementului elastic 2, dar cu o anvergură a temperaturii mai mică pentru etapa de încălzire se obține:

$$\Delta l_{M}^{(1)} = \Delta l_{T}^{(1)} + \Delta l_{T}^{(2)} \cdot \delta_{3}$$
(4.5)

unde: -  $\delta_3 = \Delta \sigma A_0 / C_0$  = deplasarea punctului A; ( $C_0$  = rigiditatea sistemului).

Adoptând  $l_1 = l_2 \, si \, \Delta l_T^{(2)} = \eta \cdot \Delta l_T^{(1)}$ , obținem:  $\Delta \varepsilon_M = K \cdot \Delta \varepsilon_T$ , unde:

$$K = 1 + \eta + (\delta_3 / \Delta l_T^{(1)}); \text{ si } 0 \le \eta \le 1.$$

Varianta  $C_3 \rightarrow \infty$  determină  $K = 1 + \eta > 1$  și corespunde creșterii deformației mecanice ca urmare a dilatării termice a elementului elastic 2.

Varianta  $C_3 \rightarrow \infty$  și  $\eta = 0$  reprezintă cazul particular studiat de către Coffin [198] și se realizează doar în cazul unei epruvete complet blocate la capete. În consecință varierea mărimii deformației elasto-plastice este posibilă doar pe seama varierii rigidității sistemului  $C_0$ , fie a varierii rigidității elementului elastic  $C_3$  [200], fie prin varierea rigidității epruvetei  $C_2$  [201], fie pe seama deformației termice suplimentare a elementului elastic 2.

Pentru regimurile reale de schimb ciclic de căldură este caracteristică prezența unor porțiuni staționare în care se dezvoltă deformații de fluaj, care provoacă deformații statice, ce influențează puternic procesul de oboseală termică. În cazul unor asemenea condiții de solicitare termociclică în volumele elementare ale corpului apare pentru o scurtă durată pe lângă deformația plastică și o deformație vâscoasă în etapa de menținere la temperatura maximă, ceea ce reduce substanțial numărul de cicluri până la cedare  $N_f$ [3].

Rolul degradării statice, caracteristic multor regimuri reale de funcționare a unor instalații cu schimb de căldură se poate aprecia cu ajutorul încercărilor de oboseală termică cu meținere la temperatura maximă  $T_{max}$  a ciclului termic. În aceste condiții ruperea de oboseală termică este numită ca oboseală termică de durată.

Introducerea varierii rigidității sistemului în procedura de încercare la oboseală termică permite separarea factorilor termici de cei de forță și astfel să se varieze larg principalii parametrii de

solicitare termociclică ( $T_{max}$   $T_{min}$   $t_{men}$   $C_{0n}$ ,  $t_{incālz}$ ,  $t_{rācire}$   $t_{ciclu}$ ) și permite obținerea curbelor de oboseală termică în condiții corespunzătoare și să se cerceteze influența principalilor parametrii ai ciclurilor termice și mecanice asupra durabilității, deci a rezistenței la oboseală termică a materialelor. Datele privind rezistența la oboseală termică a oțelurilor termorezistente obținute prin varierea rigidității solicitării sunt date de bază pentru estimarea rezistenței diferitor componente ale instalațiilor care sunt solicitate în exploatare în condiții de schimb de căldură.

## 4.1.2. Scheme de încercare la oboseală termică.

Pe baza modelului de oboseală termică examinat mai sus se poate alege schema instalației în care rolul elementului solicitat termic îl realizează epruveta înseriată într-un cadru de solicitare cu un element cu rigiditate variabilă. Existența acestui model permite dezvoltarea sistemelor de solicitare termociclică a epruvetei și a sistemelor de variere a rigidității încercări, ceea ce determină impunerea în epruveta de încercare pentru fiecare domeniu de variere a temperaturii  $(\Delta T=\text{const})$  o anvergură a deformației totale constantă ( $\Delta \varepsilon_t=\text{const}$ ).



Fig. 4.2.: Schemele instalațiilor pentru încercarea la oboseală termică la solicitări termice ciclice [3,202,203].

În **fig. 4.2.** se prezintă trei dintre schemele de principiu de încercare la oboseală termică. Încercarea constă din încălzirea-răcirea ciclică a epruvetei 1, fixate în bacurile 2 și 3 din cadrul de solicitare, care constă din coloanele 6 și traversele 4 și 5 cu rigiditate variabilă (fig. 4.2.a.) fie din coloanele 5 și traversele rigide 4 și 6 și arcurile elastice 7 și 8 (fig. 4.2.b.), fie din coloanele 2 și 9 cu traversele rigide 1 și 3 și traversa mobilă 5 între epruveta 6 și arcul 4 deplasabilă pe ghidajele coloanelor (fig. 4.2.c.).

Dacă materialul supus ciclurilor de tensiune termică nu suportă transformări de fază sau alte modificări structurale, atunci variația deformației plastice pe ciclu  $\Delta \varepsilon_{pl}$  se corelează cu numărul de cicluri până la cedare  $N_f$  printr-o ecuație de tip Manson-Coffin specifică oboselii oligociclice:

$$\Delta \varepsilon_{pl} \cdot N^{\alpha} = C \tag{6.6}$$

unde: C și  $\alpha$  sunt constante de material în funcție de temperatura medie a ciclului.

Instalația originală prezentată înanul 1954 de către Coffin [198] este cu blocarea totală a deformației termice libere a epruvetei, deci deformația termică se transformă în totalitate în

deformație mecanică în epruveta de încercare. Ciclul de încălzire se realizează prin trecerea directă a curentului electric prin epruveta ciclidrică tubulară, iar ciclul de răcire este realizat prin insuflarea de aer rece prin interiorul cavității interioare a epruvetei. Forța de solicitare se măsoară cu ajutorul unor timbre electrice rezistive (TER) pe coloanele dispozitivului de blocare. Temperatura este măsurată cu o pereche de termocuple din cromel-alumel cu diametrul de  $\phi 0,25$ . Pentru înregistarea anvergurii deformației axiale, Coffin a folosit metoda catetografului, care însă este destul de inexactă și necesită un mare volum de muncă. De asemenea și trasarea buclei de histereză este destul de imprecisă.

După Coffin s-au dezvoltat noi și noi variante constructive de instalații de încercare la oboseală termică propuse de Carden [204,205]. Filatow [206], care aduc importante îmbunătățiri în construcția, manevrabilitatea instalației în efectuarea încercărilor. Cele două instlații propuse de către Carden folosesc sistemul de încălzire prin trecerea directă a curentului electric prin epruveta de încercare. Epruveta utilizată este de tip cilindric tubulară iar răcirea se realizează prin insuflarea aerului comprimat prin cavitatea interioară. Măsurarea forței se realizează cu ajutorul timbrelor electrice rezistive lipite pe cele 3 coloane, iar deformația axială cu ajutorul unui comparator cu cadran. Răcirea componentelor dispozitivului de blocare s-a realizat cu insuflarea de aer. Se observă că instalațiile sunt cu blocarea totală a deformației termice, deci varierea anvergurii deformației nu se poate realiza decât prin varierea secțiunii epruvetei de încercare, ceea ce constituie un mare dezavantaj.

Instalațiile propuse de Coffin [198]. Carden [204,205] și Filatow [206] sunt construcții bazate pe principiul rigidității infinite a cadrului de blocare ( $C_3 \rightarrow \infty, K = 1$ ). O altă schemă bazată pe acest principiu a unui grup de încercare la oboseală termică este cea propusă de către Siniawskii [207,208] care l-a utilizat pentru cercetarea aliajelor refractare.

Pe baza analizei modelului de oboseală termică se poate realiza o construcție a grupului de blocare a epruvetei de încercare în care epruveta are rolul elementului solicitat termic ciclic în timp ce cadrul de blocare este realizat împreună cu un element (interschimbabil) cu rigiditate variabilă ( $K \neq 1$ ). Diferitele variante existente în prezent diferă prin procedeul de realizare a rigidității variabile a sistemului de blocare parțială a epruvetei și prin metoda de determinare a deformației elasto-plastice. Un astfel de model a fost implementat atât în fosta URSS [3,207] cît și în SUA [213,214], realizându-se mai multe instalații de încercare pe care s-au efectuat cercetări pe multe oțeluritermorezistente și aliaje refractare.

Cercetarea procesului de deformare elastoplastică la oboseală termică [3,16] atestă prezența unor efecte specifice proprii (localizarea deformației plastice în regiunea cea mai încăzlită a epruvetei; apariția unor "gofraje" datorită nestaționarității procesului de defromare) și care

introduc erori importante în aprecierea rezistenței la oboseală termică. Din acest motiv [3] se propune utilizarea epruvetelor cilindrice tubulare toroidale, care permite măsurarea directă a deformației diametrale și controlul precis al anvergurii deformației elasto-plastice cu ajutorul traductorului de deformație diametral. Procedura de transformare a deformației diametrale în deformație axială este prevăzută în anexa la procedura de încercare ASTM [11]; o metodă mai precisă este prezentată de către Averchenko în [208], acesta ia în considerare în fiecare moment valoare exactă a modulului de elasticitate E(T) și a coeficientului Poisson  $\mu(T)$  în funcție de temperatura momentană.

# 4.1.3. Instalația de încercare la oboseală termică realizată la ISIM Timișoara.

Instalația ISIM [209,210] este proiectată și realizată la ISIM Timișoara de către autor iar programul de comandă, de achiziție a semnalelor (temperatură, forță și deformație) și de prelucrare a datelor a fost realizat la Catedra de Automatizări a Universității Politehnice Timișoara, conform algoritmilor oferiți de către autor. Instalația ISIM este prezentată în **fig. 4.3**. (vedere generală), schema constructivă a unui grup de încercare în **fig. 4.4**., iar schema bloc de comandă, de achiziție a semnalelor și de trasare a buclei de histereză în **fig 4.5**.

Instalația este dotată cu cinci arcuri interschimbabile cu rigiditate diferită, cu valori cuprinse în intervalul 60-300 kN/mm, ceea ce îi conferă cinci niveluri impuse ale amplitudinii deformației totale (sau plastice) pentru aceeași dimensiune a epruvetei de încercare. Instalația funcționează prin solicitarea ciclică a unei epruvete cilindrice tubulare sau cu porțiunea calibrată cilindrică (**fig. 4.6**.) cu tensiuni mecanice de compresiune în semiciclul de încălzire și de întindere în cel de răcire. Dimensiunea pe porțiunea de rupere a epruvetei este de  $\phi$ 13/ $\phi$ 12, iar capetele de prindere sunt de M16.



Fig. 4.3.: Aspectul general al instalației ISIM de încercare la oboseală termică [209,210]



Fig. 4.4.: Schema constructivă a unui grup de încercare a instalației de încercare la oboseală termică [209,210].



Fig. 4.5.: Schema bloc de comandă a instalației se încercare la oboseală termică [209,210]

Ca urmare a variației ciclice a temperaturii și a blocării parțiale a capetelor epruvetei de încercare în aceasta apar tensiuni și deformații care depășesc limita de curgere a materialului, acestea aflându-se în domeniul elasto-plastic.



Fig. 4.6.: Epruveta de încercare la oboseală termică în stare inițială și fisurată după încercare.



Fig. 4.7.: Forme ale ciclurilor termice la încercarea de oboseală termică.

Cicurile termomecanice aplicate epruvetei pot fi:

• în dinți de fierăstrău (fig. 4.7.a): încălzire de la temperatura minimă  $T_{min}$  la cea maximă  $T_{max}$ , urnată de răcire la  $T_{max}$ , ș.a.m.d;

• semitrapez (fig. 4.7.b.): suplimentar cu menținere la temperatura maximă  $T_{max}$  cu timpul de menținere  $t_{men}$  (în perioada de menținere la  $T_{max}$  se produce relaxarea tensiunilor la fluaj);

• trapez (fig. 4.7.c.): suplimentar cu menținere la temperatura maximă  $T_{max}$  un timp de menținere  $t_{men1}$  și cu menținere la temperatura minimă  $T_{min}$  un timp de menținere  $t_{men2}$ .

Instalația este proiectată să lucreze cu două grupuri de încercare independente. Fiecare grup de încercare primește comanda pentru semiciclul de încălzire prin soft de la calculatorul de tip 586 prin intermediul unui canal CNA al interfeței la sistemul de reglare a puterii prin tiristori ai elementului de încălzire a epruvetei de încercare.

Incălzirea se realizează prin radiație de la o lampă cu halogen cu putere de 1kW. Fiecare grup de încercare primește comanda pentru semicilul de răcire prin soft de la calculator prin

intermediul altor canale CNA ale interfeței la sistemul de comandă a bobinei unui distribuitor pneumatic care permite accesul aerului (sau a unui gaz inert) pe porțiunea calibrată a epruvetei de încercare. Comanda menținerii la temperaturile  $T_{max}$  (respectiv  $T_{min}$ ) este dată prin soft cu reglarea corespunzătoare a elementului de încălzire.

Reacția încercării se realizează prin controlul temperaturii cu ajutorul unei termocuple din cromel-alumel sudată prin puncte pe porțiunea calibrată a epruvetei de încercare, al cărei semnal este preluat de către un adaptor de termocuplă, care la rândul său eliberează un semnal electric în domeniul de 2-10 V utilizabil printr-un canal CAN al interfeței de către calculator. Instalația permite realizarea unor semicicluri de încălzire până la  $1.000^{\circ}$ C cu o reacție rapidă și cu o eroare maximă de măsurare de ±1%.

Traductorul de forță având domeniul de măsurare de  $\pm 30$ kN (eroarea maximă de măsurare de  $\pm 1\%$ ) și traductorul de deformații diametral (eroarea maximă de măsurare de  $\pm 3\%$ ) preiau semnalele de forță și de deformație mecanică cu un tact impus prin soft (de 0,1sec) care sunt apoi amplificate fiecare de către un canal al unei punți de amplificare cu 6 canale în intervalul - 10 V...+10 V și care sunt apoi preluate prin intermediul unui canal CAN de către calculator. Programul de calcul permite determinarea cu tactul de 0,1 sec a valorilor instantanee ale tensiunii și deformației axiale la care este supusă epruveta în cursul încercării. Calculul deformației axiale din deformația diametrală se realizează fie cu ajutorul relației lui Averchenko [208], fie conform procedurii prezentate în norma ASTM E606 [11].

Cu ajutorul perechilor de puncte (tensiune  $\sigma$  - deformație axială  $\varepsilon_x$ ) cu tactul de 0,1 sec se înregistrează pe ploter bucla de histereză (diagrama de deformație eleasto-plastică). Aria de sub această diagramă reprezintă lucrul mecanic de deformație elasto-plastic consumat ireversibil în fiecare ciclu de solicitare termomecanică.

Oprirea încercării se poate realiza automat atunci când valoarea amplitudinii tensiunii în ciclul curent de solicitare scade la o valoare de 50% din cea din primul ciclu de solicitare, sau prin comanda de la consolă atunci când pe porțiunea calibrată a epruvetei apar macrofisuri cu o lungime minimă de cca. 10% din diametrul porțiunii calibrate a epruvetei de încercare.

În continuare se prezintă schema bloc de comandă program și de achiziție a semnalelor care stă la baza softului (programului implementat pe calculatorul personal PC, dotat cu placă de comandă și achiziție (convertor CNA și convertor CAN) utilizat de către instalația de încercare la oboseală termică proiectată și realizată de către autor [209,210].

#### SCHEMA BLOC DE COMANDĂ PROGRAM DE LA COMPUTER A INSTALAȚIEI IIOT



Achiziționează semnalele de: forță, temperatură și de deformație diametrală.



H.M.TezaDoct.2002

193



Fig. 4.8.: Traductorul de deformație diametrală în contact cu epruveta. Se observă lampa cu halogen în interiorul epruvetei și sârmele de cromel-alumel sudate în puncte. [222].

Atunci cînd se utilizezază traductori diametrali pentru transformarea acesteia în deformație axială se utilizează procedurile reconadate în standardul ASTM E606 [12] și în lucrarea lui Avercenko [208], ultima având avantajul că ia în considerare variația cu tempeartura a modulului de elasticitate E și a coeficientului Poisson v. Un asemenea traductor diametral a dezvoltat și autorul (**fig. 4.8.**) pentru instalațiile de încercare la oboseală termică și de oboseală oligociclică neizotermă, la care elementele în contact cu epruveta încălzită au fost făcute din bare de cuarț iar ca element sensisbil un traductor inductiv de deplasare, conectat cu o punte de amplificare.

Sistemul de programe care conduce întregul proces de desfășurare a încercărilor asigură îndeplinirea următoarelor funcții:

- achiziția valorilor temperaturii, deformației diametrale și a tensiunii mecanice pentru cele două blocuri de încercare;
- reglajul în timp real al temperaturii după profilul ciclic impus de către operator;
- dialogul cu operatorul pentru pornire și oprirea fiecărui bloc de încercare, stabilirea parametrilor încercării și alte comenzi;
- afişarea pe parcursul încercării a unor date măsurate şi calculate în formă numerică şi grafică (diagrama variației temperaturii, bucla de histereză, etc);
- arhivarea pe disc a principalelor date rezultate în cursul încercării, pentru prelucrări ulterioare;
- calcule statistice ale rezultatelor experimentale;
- trasarea buclei de histereză de de formație elasto-plastică.

Programele sunt concepute ca un sistem multitasting, având ca nucleu un executiv de timp real.

Fiecare funcție se execută de către un task, iar taskurile rulează concurent, deci aparent

concomitent. Această abordare permite dialogul cu operatorul pentru comanda unei încercări în timp ce altă încercare continuă pe un alt grup de încercare. De asemenea este posibilă prelucrarea datelor dintr-o încercare încheiată în timp ce instalația continuă să încerce noi epruvete.

Resursele necesare pentru implementarea aplicației software constau dintr-un calculator din clasa PC cu sistem de operare DOS. Această configurație are avantajul că este larg răspândită la prețuri acceptabile în serie mare, existând service și medii de dezvoltare a aplicațiilor software. În schimb sistemul de operare DOS, prin suprapunerea peste acesta a mediului multitasking se face cu dificultate și cu limitări semnificative.

Instalația de încercare prezentată este utilizată pentru efectuarea încercărilor de oboseală termică în scopul ridicării curbei de oboseală termică oligociclice, care reprezintă o *caracteristică de material* determinantă pe care proiectantul de instalații care lucrează în condițiile solicitărilor termo-mecanice o folosește pentru calculul duratei de viață a construcției respective.

Încercările de oboseală termică oligociclică se realizează pe un grup de epruvete astfel [210]: se înceracă cca. 3-4 epruvete la cel puțin 4 niveluri ale amplitudinii deformației totale (sau plastice) până în momentul cedării. Rezultatele primare se trasează grafic pe o diagramă în coordonate dublu logaritmice ( $log \varepsilon_a - log N_f$ ) și sunt prelucrate statistic conform normei ASTM E 739 [211]. Durata de timp necesară pentru realizarea unui set de încercări, în funcție de durata de menținere la temperatura maximă variază între 2 și 6 luni, considerând funcționarea în paralel a celor 2 grupuri de încercare.

Pentru comanda celor 2 grupuri de încercare instalația de încercare la oboseală termică IIOT-2 [209,210] s-a utilizat un convertor multifuncțional analog numeric, numeric analogic de tip AX5411, acesta fiind compatibil într-un slot liber al calculatorului PC AT-386. Caracteristicile de intrare ale modulului au fost astfel proiectate încât să permită cu ajutorul unei combinatii de multiplexare transmiterea datelor la viteze de până la 60 kHz, dar pentru că procesul de încălzire-răcire din cadrul încercării este lent, această rată de transfer este foarte bună.

Modulul are posibilitatea unui transfer de tip DMA (acces direct la memorie), ceea ce asigură transmiterea cu viteză mare a unui mare volum de date. Domeniile maxime de variație a mărimilor sunt de +/- 5V sau +/- 10V, în funcție de poziționarea unor jumpere pe plăcuță. Modulul AX5411 are 2 de canale de ieșire și 16 de canale de intrare, toate compatibile TTL. Rezoluția canalelor este de 12 biți. asigurând o precizie înaltă la prelucrarea datelor.

Oprirea automată de la calcualtor se poate face în următoarele cazuri:

• depășirea numărului maxim admis de cicluri (5·10<sup>4</sup> cicluri);

• atingerea unei tensiuni în epruvetă (redusă cu cca. 50%) când s econsideră că epruveta s-a fisurat;

• condiții anormale de funcționare (depășirea tempearturii sau a puterii lămpii de icălzire).

Toate datele sunt introduse de la tastatură: indicativ epruvetă, diametrul exterior, diametrul interior, forma ciclulului termic, temperatura maximă, temperatura minimă, durata menținerii la tempeartura maximă, etc. Programul de interfațare cu calculatorul permite ca pentru ciclurile semnificative ale încercării (1...10, 20, 30, ş.a.m.d.) să memoreze într-un fișier de date cele 3 valori achiziționate (forța, deformația diametrală și tempeartura). Aceste date pot fi achiziționate pe dischetă și prelucrate cu un program separat pentru ridicarea buclei de histereză (tensiune-deformație axială).

#### 4.2.Instalația de încercare la oboseală oligociclică neizotermă realizată la ISIM Timișoara.

În continuare se prezintă instalația de încercare la oboseală oligociclică neizotermă comandată de la computer realizată la ISIM Timișoara de către autor [218]. Încercarea de oboseală oligociclică neizotermă se caracterizează prin aceea că temperatura variază ciclic în fază sau opoziție de fază cu mărimea tensiunii mecanice. Atât tempeartura cât și solicitarea de oboseală mecanică variază ciclic cu o frecveță joasă, deformând materialul epruvetei peste limita de curgere la un număr de cicluri până la cedare mic ( $N_f < 10^4$  cicluri). Pentru realizarea solicitărilor de oboseală oligociclică se poate utiliza o instalație cu acționare electro-mecanică cu "şurub-piuliță" și cu sistem de termoreglare a tempearturii. Sistemul electro-mecanic de actionare permite realizarea domeniului de deplasare a bacurilor de prindere a epruvetei de încercare între 0,005...100 mm/min. În fig. 4.9. se prezintă aspectul general iar în fig. 4.10. schema generală constructivă a acestei instalații comandate de la calculator. Instalația de încercare este comandată printr-un program de la un calculator personal prin intermediul unei interfețe, astfel încât epruveta de încercare să fie solicitată cu ciluri independente de oboseală mecanică și termică. Comanda și controlul încercării se poate realiza prin acționarea electromecanică în tensiune (reacția de la traductorul de forță 2), în deformație (reacția de la traductorul diametral 6) sau în deplasare (reacția de la traductorul de deplasare 12). Forma ciclurilor de solicitare oboseală poate fi cea a unei unde deterministe (sinus, dreptunghi, triunghi, dinți de fierăstrău, etc) sau aleatoare, iar forma ciclurilor de temperatură poate fi în dinți de fierăstău, semitrapez sau trapez.

În continuare se prezintă schema bloc de comandă program și de achiziție a semnalelor care stă la baza softului (programului implementat pe calculatorul personal PC, dotat cu placă de comandă și achiziție (convertor CNA și convertor CAN) utilizat de către instalația de încercare la oboseală oligociclică neizotermă, proiectată și realizată de către autor [218]. START





H.M.TezaDoct.2002

197





H.M.TezaDoct.2002

199





Fig. 4.9.: Vederea generală a instalației ISIM de încercare la oboseală oligociclică neizotermă [218].



Fig. 4.10.: Schema de principiu a instalației ISIM de încercare la oboseală oligociclică neizotermă [218].

Comanda ciclurilor de temperatură se realizează prin program de la calculator, care comandă printr-un canal al interfeței (CNA) la sistemul electric cu tiristori, care comandă tensiunea (puterea) lămpii cu halogen, care este introdusă în cavitatea interioară a epruvetei de încercare. Comanda ciclurilor de răcire se realizează prin intermediul altui canal al interfeței (CNA) care acționează bobina unui distribuitor pneumatic, care prin deplasarea sertarului deschide calea pentru accesul aerului de răcire spre suprafața calibrată a epruvetei.

Reacția sistemului în temperatură este asigurată de către o termocuplă de cromel-alumel sudată în puncte pe suprafața calibrată a epruvetei și adaptorul de termocuplă la un canal al interfeței (CAN) care traduce tensiunea în Volți în semnal analogic, utilizabil de calculator (în soft este introdusă diagrama de etalonare a termocuplei). Programul permite mereu ca valoarea efectivă (măsurată) a temperaturii să se suprapună cât mai precis cu valoarea programată, astfel încât eroarea să fie minimizată.

Comanda solicitării de oboseală oligociclică (cu controlul în tensiune sau deformație) se realizează de la calculator prin intermediul unui canal al interfeței (CNA) la convertizorul motorului, care acțiunează motorul electric reversibil 11 într-un sens sau altul astfel încât să solicite epruveta la tracțiune sau la compresiune. Transmisia șurub-piuliță cu bile permite preluarea jocurilor în ambele sensuri astfel încât la inversarea sensului de rotație să nu se producă șocuri asupra epruvetei.



Fig. 4.11.: Schema bloc de comandă a instalației ISIM de arcercare la oboseală oligociclică neizotermă [218].

Controlul solicitării se realizează de la traductorul de forță 2 sau de la traductorul diametral 6, a căror semnale electrice în Volți sunt transformate prin canalele aferente ale interfeței (CAN) în semnale analogice, utilizabile de către computer. Diagramele traductorului de forță și ale traductorului diametral sunt introduse în softul aferent calcualtorului, iar transformarea deformației diametrale în deformație axială se realizează cu ajutorul metodei din procedura ASTM [11] sau a metodei Averchenko [208]. Instalația permite înregistrarea pe ploterul 17 a buclei de histereză (dependența tensiune-deformație) pentru anumite cicluri impuse la începutul încercării. Schema bloc de comandă a instalației se prezintă în fig. 4.11. Oprirea instalației de încercare se face automat prin program fie la atingerea unui număr maxim de cicluri de  $5 \cdot 10^4$  cicluri, fie atunci când forța în ciclul curent scade sub 50% din cea a ciclului stabilizat de solicitare.

Sistemul de programe care conduce întregul proces de desfășurare a încercării asigură următoarele funcții:

• achiziția valorilor de temperatură, forță, și deformație diametrală;

• reglarea întimp real a tempearturii după profilul ciclic impus de către operator;

• dialogul cu operatorul pentru pornirea și oprirea instatației, stabilirea parametrilor încercării și alte comenzi;

• afișarea pe parcursul încercării a unor date măsurate și calculate în fomă numerică și grafică (diagrama variației temperaturii, a tensiunii, sa deformației, bucla de histereză, etc);

• arhivarea pe HDD a principalelor date rezultate d'in încercare, pentru prelucrare;

• calcule statistice pertru rezultatele experimentale:

• trasarea buclei de histereză de deformație elastoplastică:

• editarea raportului de încereare.

4.3. Instalații de încercare la propagarea fisurii la fluaj și la oboseală.

# 4.3.1. Instalația de încercare la propagarea fisurii la fluaj realizată de către autor.

Instalația pentru determinarea vitezei de creștere a fisurii în condiții de fluaj a cărei vedere de ansamblu se prezintă în fig. 4.12. s-a realizat la ISIM de către autor în cadrul lucrării [219,220].

Instalația este destinată realizării încercărilor pentru determinarea vitezei de creștere a fisurii în condiții de fluaj, în speță a constantelor "A", "q" și  $C^*$  ( $C_d$ ). Aceste constante de material se utilizează în ghidul PD 6539:94 [91] și BS 7910 [89] pentru estimarea prin calcul a duratei restante de viață a componentelor cure conție defecte de tip fisură și care lucrează în condiții de presiune și temepratură ridicată. Baza metodologiei de fenereare este descrisă în ASTM E 1457-92 [12].

Adaptarea instalației a constat în pregătirea bacurilor de prindere a epruvetei de încercare, a traductorilor, calculatorului și în pregătirea epruvetelor de încercare, necesare pentru faza a doua. Aspectul exterior al cuptoralui cu lămpi este prezentată în fig. 4.13., iar schema

constructivă a instalației în **fig. 4.14**. Grupul de încercare al instalației de încercare la fluaj P 94.0 (tip WPM), existent în cadrul laboratorului LIEA-ISIM (**fig. 4.14**.) permite solicitarea epruvetei cu fisură în intervalul 30 - 3000 daN (deși sarcinile uzuale în aceste tipuri de încercare sunt în intervalul 300-1000 daN). Grupul de încercare a instalației de fluaj permite solicitarea epruvetei cu forță axială cunstantă pe toată durata încercării datorită sistemului său cu pârghii și greutăți și a mecanismului de orizontalizare a pârghiei. Eroarea maximă a mașinii de încercare la fluaj este de  $\pm 1\%$ .



Fig. 4.12.: Vedere de ansamble a instalației ISIM [7,33] și prim-plan cu epruveta montată pe instalația de fluaj și traductorii de măsurare.



Fig. 4.12.: Vedere a cuptorului cu lămpi ce înconjoară epuveta și traductorul de măsurare a deschiderii flancurilor fisurii [220].

Cuptorul de încălzire cu lămpi de halogen (fig. 4.12.) permite încălzirea epruvetei de incercare în regim izoterm la tempera ari aflate în domeniul 450%... C. Cuptorul este conceput din dou părți detașabile pe un plat secrical cu realizarea de plane da separare pentru evitarea pierderii de

căldură. De asemenea aceasta permite montarea ușoară a cuțitelor sistemului de măsurare a deplasării flancurilor crestăturii și a termocuplei.



- 4. Sistem de măsurare a deformării
- 5. Amplificator termocuplu
- 6. Interfața cu calculatorul
- 7. Comutator prescriere temperatură
- 8. Elemente de încălzire (lămpi cu halogen)
- 9. Sistem de măsurare a lungimii fisurii
- 10. Mașină de încercare la fluaj P 94.0
- 11. Computer



Elementele radiante termic ale cuptorului sunt reprezentate de către cele patru lămpi cu halogen dispuse în alveole cilindrice reflectorizante dispuse la 90° pe o circumferință comună în jurul axei de solicitare a epruvetei. Cuptorul este răcit cu apă și este etanșat termic pe verticală în dreptul

bacurilor de prindere a epruvetei cu ajutorul unor semibucșe din ceramică. Temperatura poate fi menținută astfel constantă într-o zonă de  $\pm 10$  mm față de planul fisurii epruvetei, respectând cerința din standardul ASTM E 1457-92 ( $\pm 5$  mm). In acest mod este suficient să se utilizeze doar o termocuplă de măsurare a temperaturii. Puterea maximă a cuptorului este de 2 kW, suficientă pentru încălzirea la temperatura maximă de încercare de 800°C a epruvetei cu grosimea maximă de 25 mm. În regim de menținere a temperaturii consumul de energie electrică va fi mult inferior (cca. 0,3kW).

Sistemul de temoreglare și de măsurare a temperaturii de încercare (fig. 4.14.) permite încălzirea și menținerea constantă a temperaturii în domeniul de încercare cuprins între 450° și  $700^{\circ}$  C cu o eroare maxim de  $\pm 2^{\circ}$  C, conform prescripțiilor ASTM E 1457-92.

Aparatul pentru măsurarea lungimii fisurii la fluaj permite decelarea extensiei fisurii de cel puțin 0,1 mm la temperatura de încercare. Acest aparat (ADLFO1) este realizat ca model experimetal în cadrul altui contract de cercetare și va fi utilizat pe această instalație. Aparatul este conceput pe baza principiului diferenței de potențial electric. Deoarece aceste aparate în general pe plan mondial prezintă erori de măsurare grosiere, pentru siguranță în experimente se utilizează metoda complianței prevăzută la pct. A.2. în procedura standard ASTM E 647-98 [14].

Instalația de încercare are în compunere mai multe sisteme: sistemul de încălzire a probei, sistemul de incărcare (solicitare mecanică), sistemul de măsurare și reglare a temperaturii, sistemul de măsurare a deschiderii fisurii, sistemul de măsurare a lungimii fisurii. Sistemul de incărcare a probei este de tip cu greutăți și pârghie de amplificare; toate celelalte sisteme sunt de natură electrică; ele sunt reprezentate schematic in schema bloc din **fig. 4.14**.

Sistemul de măsurare a deschiderii fisurii utilizează un traductor de deplasare inductiv, cuplat mecanic prin tije lungi de palpare a muchiilor crestaturii probei. Tijele lungi transmit miscarea la traductorul inductiv scos din zona de temperatură ridicat din imediata vecinătate a cuptorului, dat fiind influența negativă a temperaturii asupra preciziei măsurării și asupra derivei nulului.

Pentru măsurarea lungimii fisurii se utilizează sistemul recomandat in standardul ASTM E 1457-92 și anume un sistem bazat pe metoda potențialului electric. Un generator de tensiune sinusoidală injectează un curent alternativ cu amplitudinea stabilizată.

Căderea de tensiune, care depinde de lungimea fisurii, se culege cu alți doi electrozi aplicați între cei de injectie a curentului (metoda sondei cu 4 puncte Kelvin). Această cădere de tensiune, foarte mică ca valoare, se amplifică și se detecteaza sincron. Tensiunea inițială se compensează printr-o tensiune continuă reglată la începutul incercării. Relația dintre tensiune și lungimea fisurii se stabilește printr-o calibrare inițială, și nu este necesar să fie liniară.

## 4.3.2. Instalația de încercare la propagarea fisurii la oboseală oligociclică propusă de autor.

Prin combinarea instalației de încercare la oboseală oligociclică neizotermă, prezentată la pct. 4.2.1. cu componentele instalației de propagare a fisurii la fluaj, prezenată la pct. 4.3.1. (cuptorul cu lămpi și instalația de termoreglare), precum și adaptarea bacurilor pentru prinderea epruvetei de mecanica ruperii s-a pregătit de către autor instalația de încercare la propagarea fisurii la oboseală izotermă, a cărei schemă se prezintă în **fig. 4.15**.

Instalația permite încercarea epruvetelor de mecanica ruperii la cicluri de solicitare de oboseală sau de oboseală combinată cu fluajul, prin intermediul acționării electromecanice a instalației prezentate în **fig. 4.9.** și **fig. 4.10.**, iar temperatura izotermă a epruvetei este asigurată de sistemul de termoreglare și cuptorul cu lămpi amplasat pe cadrul mașinii de încercare.



Fig. 4.15.: Schema constructivă a instalației de încercare la propagarea fisurii la oboseală izotermă, propusă de cătreautor [220].

Comanda solicitării de oboseală se asigură de la calculator și se pot realiza cicluri cu controlul forței, măsurate de către traductorul de forță a instalației de încercare. Temperatura de încercare este măsurată cu ajutorul unei temrocuple de cromel-alumel lipită în zona de propagare a fisurii (la maxim  $\pm 5$ mm deasupra sau dedesubt). Prelucrarea datelor experimentale permite determinarea unei ecuații de tip Paris care în coordonate dublu logaritmice viteză de propagare a fisurii la oboseală în funcție de numărul de cicluri reprezintă caracteristica de material (constantele C și m) care se utilizează la calculul duratei restante de viață a componentelor din instalație.

#### Contribuții personale și concluzii.

Prezenta lucrare este structurată pe patru capitole, iar principalele contribuții ale tezei de doctorat sunt relevate în ordinea de prezentare pe capitole a lucrării.

La cap.1. principalele contribuții ale autorului constau în:

• Sistematizarea cercetărilor actuale în domeniul solicitărilor termomecanice în vederea implementării tehnicilor de cercetare experimentală și de dezvoltare a instalațiilor, dispozitivelor și aparaturii de încercare și analiză. Aceste tehnici și echipamente de de încercare și analiză nu au putut fi utilzate în Romînia datorită lipsei dotărilor la nivelul tehnicii mondiale în acest domeniu.

• Realizarea tehnicii experimentale și de prelucrare statistică a rezultatelor încercărilor de oboseală termică.

Realizarea în premieră națională a cercetărilor experimentale în domeniul oboselii termice cu determinarea curbele de oboseală termică, stabilirea ecuațiilor Manson-Coffin pe un număr de 7 oțeluri termorezistente (12H1MF, 14CrMo4, X20CrMoV12.1., 12CrMoV3, 16Mo3, şi 15.128.5).
Evidențirea influenței menținerii la temperatura maximă a ciclului de solicitare la oboseală termică, deci a acțiunii comune oboseală-fluaj asupra durabilității şi a fenomenelor de degradare pe două oțeluri (14CrMo4 şi 12H1MF). S-au efectuat cercetări de cumulare fluaj-oboseală prin realizarea încercărilor individuale de fluaj şi de oboseală termică pe două oțeluri (14CrMo4 şi 15.128.5) şi aplicarea conceptelor de calcul la acțiunea fluaj-oboseală. S-a constatat că procentul de degradare a oboselii în raport cu fluajul pentru conductele de abut viu este de maxim 5,5%. S-a stabilit traseul uzual transcristalin al fisurilor de oboseală termică și modificarea acestuia odată cu suprapunerea unor durate de menținere îndelungate spre unul intercristalin.

• Realizarea cercetărilor de oboseală termică pe oțelul G52/28 utilizat la componentele instalațiilor de fabricare a apei grele pentru evidențierea oboselii termice cu blocare internă pe piesele cu grosime mare supuse variației ciclurilor termice. Se evidențiază deformarea semnificativă a grăunților alăturați traseului fisurii, obținându-se un aspect similar coroiajului realizat la forjare.

La cap. 2. principalele contribuții ale autorului constau în:

• Sistematizarea celor mai recente cercetări și dezvoltări mondiale referitoare la conceptul degradărilor controlabile în privința propagării fisurii la fluaj și la oboseală în contrast cu conceptul clasic al durabilității garantate. Se subliniază dezvoltarea pe lângă încercările specifice pentru deetrminarea caracteristicilor mecanice de material și a codurilor de calcul care le utilizează.

• Realizarea unor proceduri experimentale și de prelucrare statistică a rezulatelor obținute la încercarea de propagarea fisurii la fluaj.

• Realizarea cercetărilor experimentale pe patru oțeluri (12MoCr22, 10TiNiCr180, 12CrMoV3 și X20CrMoV12.1) cu determinarea dreptelor și ecuațiilor de propagare a fisurii la fluaj. Toate aceste cercetări experimentale reprezintă o premieră națională iar caracteristicile de material obținute permit aplicarea codurilor de calcul pentru stabilirea duratei de viață a componentelor care conțin defecte de tip fisură și care lucrează în condiții de fluaj și monitorizarea funcționării acestora cu prescrierea defectelor critice și a intervalelor optime pentru controlul nedistreuctiv. La **cap. 3.** principalele contribuții ale autorului constau în:

• Sistematizarea celor mai recente cercetări și dezvoltări mondiale referitoare la determinarea pe cale metalografică, nedistructivă a cumulării degradării la fluaj până în apropierea stadiului final, atunci când componenta solicitată în condiții de temperatură și presiune ridicată trebuie să fie scoasă din funcțiune pentru evitarea producerii avariilor. Astfel se tratează dezvoltarea parametrului A și metoda durității.

• Realizarea unor curbe de corelare a degradării la nivel microscopic (parametrul A) în funcție de durata de solicitare la fluaj pe traseul final (ultimile 30.000-50.000 ore) de funcționare în siguranță. Se menționează importanța deosebită a acestor cercetări experimentale mai ales în zonele cu suduri și de concentrare a tensiunii, întrucât permit monitorizarea stării de degradare. Aceste cercetări experimentale, efectuate pe două oțeluri (14CrMo4 și 15.128.5) s-au realizat în premieră națională.

La cap. 4. principalele contribuții ale autorului constau în:

• Sistematizarea celor mai recente cercetări și dezvoltări mondiale referitoare la sistemele de încercare la solicitări termomecanice, preluarea celor mai interesante și utlie idei în crearea propriilor instalații de cerectare.

• Realizarea în premieră națională a instalației de încercare la oboseală termică comandată de la computer pe baza principiului blocării externe parțiale a deformației termice a epruvetei solicitate cu cicluri termice (cu sau fără menținere la temepratura maximă) prin înserieirea unui element elastic cu lanțul de solicitare a epruvetei de încercare. Realizarea algoritmului de comnadă computerizată a instalației și de achiziție semnalelor de la traductori. Se menționează originalitatea soluției de încălzire a epruvetei cu lampa de halogen introdusă în interiorul cavității epruvetei, întreaga instalție primind aprobarea de bevet de inveție. Autorula realizat traductorul de deformație diametrală cu bare de cuarț și traductor liniar de deplasare, care reprezintă tot o concepție originală. Autorul apreciază că instalația de încercare la oboseală termică este prima instalație de încercare comandată de către un calculator personal din România. Instalația de încercare la oboseală termică este verificată metrologic iar parametrii de încercare (temperatură, forță, deformație) se însriu în cerințele standadelor de încercare[11,199].

209

• Realizarea în premieră națională a instalației de încercare la oboseală oligociclică neizotermă comandată de la computer, care are posibilitatea acționării independente a ciclurilor de temperatură și de oboseală mecanică, astfel încât se pot simula orice fel de ciclu termomecanic, chiar și aleator. Realizarea algoritmului de comnadă computerizată a instalației și de achiziție semnalelor de la traductori. Prin saturarea acestei instalații cu bacuri de prindere pentru epruvete de mecanica ruperii și a cuptorului cu lămpi de halogen se pot realiza și încercări de propagare a fisurii la oboseală oligociclică izotermă. Instalația de încercare la oboseală oligociclică neizotermă este verificată metrologic și că parametrii de încercare (temperatură, forță, deformație) se însriu în cerințele standadelor de încercare[11].

• Realizarea în premieră națională a instalației de încercare la propagarea fisurii la fluaj și a cuptorului cu lăpi de halogen, a traductoarelor de preluare a semnalelor și a sistemului de automatizare pentru realizarea încercării. Avantajul evident al cuptorului cu lămpi constă în viteza mare de încălzire și focalizarea căldurii în axa centală a lanțului de solicitare a epruvetei în raport cu cea a sistemelor clasice de încălzire. Se menționează că instalația de încercare la propagarea fisurii la fluaj este verificată metrologic și că parametrii de încercare (temperatură, forță, deschiderea și propagarea fisurii) se însriu în cerințele standadelor de încercare[12].

În finalul tratării contribuțiilor personale autorul menționează că atât realizarea instalațiilor, dispozitivelor și a aparatelor de încercare precum și a cercetărilor experimentale menționate mai sus reprezintă contribuții în premieră națională și sper ca acestea să aducă un aport la dezvoltarea cercetării actuale din România. Trebuie menționat că asemenea studii se efectuează doar în cîteva laboratoare de cerectare din lume (SUA, Japonia, Marea Britanie, Franța, Rusia, Ukraina), că durata încercărilor și analizelor pentru un set de încercare se întinde pe parcursul între două și șase luni și că procedurile de încercare, analiză și evaluare sunt deosebit de complexe. Caracteristicile de material astfel obținute au o valoare deosebită întrucât permit evaluarea prin calcul conform codurilor de calcul a duratei de viață a componentelor solicitate termic și mecanic.

În încheiere autorul mulțumește din tot sufletul conducătorului tezei de doctorat, Prof. dr. ing. Safta Voicu Ionel, membru corespondent al Academiei de Științe Tehnice din România pentru întreg sprijinul primit de la angajarea la CSIO Timișoara în anul 1973, la primele îndrumări, la prima lucrare de cercetare încredințată și până în momentul actual al susținerii examenelor, referatelor și al elaborării prezentei teze de doctorat.

Autorul subliniază importanța cărților pe care distinsul meu conducător de doctorat le-a elaborat [85,235-238], din care autorul autorul a găsit sursa de informare, învățare și de formare în profesia de cercetător științific și îi mulțumește pentru întreg sprijinul acordat până în prezent.

#### BIBLIOGRAFIE

[1] Dobrzanski, L.A., a.o., "The evaluation of the extent of damage as the base for forecasting of the residual life of pressure loaded power installation elements" in Proceedings of 1<sup>st</sup> Workshop on Influence of Local Stress and Strain Concentrators on the Reliability and Safety of Structures, Program COPERNICUS No CIPA CT94 0194, 10-12 April, 1995, Miskolc- Taploca, Hungary, p 175.

[2] Kautz, H.R., "Întreținerea centralelor cu combustibil fosil – un obiectiv complex de planificare" in Proceedings 2<sup>nd</sup> Conference DVS-ASR "Asigurarea calității în domeniul sudurii" 27-28 apr, 1994, p 117.

[3] Dulinev, R.A., a.o, "Termiceskaia ustalosti metallow" in Maşinostroienie, Moskwa 1980, 200.

[4] Kussmaul, A., "SchadenBuch" 1993, MPA Stuttgart, 201 p.

[5] Schroder., H.Cr., "General observations regarding the assessement, testing and inspection of older power plants" in Special Print VGB Kraftwerks Technik, 1998, vol 78, no 9, p 28.

[6] Hausemann, R.U., "New materials for critical components in coal -fired steam generators in power plants with increased steam parameters" in Proceed of 3<sup>rd</sup> Aachen Welding Colloquium, 1995.

[7] Taira, S., a.o., "Teoria rezistenței materialelor la temperaturi înalte" Moskva, Metalurghia, 1986, 280 p.

[8] \* \* \* ASME Code. Case N-47: Design analysis of components in elevated temperature service" ed. 1999.

[9] \* \* \* ASTM E 21 "Elevated temperature tension tests of metallic materials".

[10] \* \* \* ASTM E 139 "Conducting creep, creep -rupture and stress-rupture tests of metallic materials"

[11] \* \* \* ASTM E 606 "Constant amplitude low -cycle fatigue testing"

[12] \* \* \* ASTM E 1457 "Standard test method for measurement of creep crack growth ratio in metals"
[13] Paris, P.C., a.o., "A critical analysis of crack propagation laws" in Journ of Basic Engineering,

1963, vol 85, no 4, p 528.

[14] \* \* \* ASTM E 647 "Standard test method for measurement of fatigue crack growth rates"

[15] \* \* \* ASM Metals Handbook, 9<sup>th</sup> Edition, Vol 12. Fractography, 1987.

[16] \* \* \* ASM Metals Handbook, Volume 11, Failure analysis and prevention, 9<sup>th</sup> Edition" ASM, 1986.

[17] Taira, S., a.o., "A damage rule of creep and low cycle fatigue at elevated temperature" in ASTM STP 520, 1973, p. 80.

[18] Challenger, K.D., a.o., "Corelation of substructure with the elevated temperature low -cycle fatigue in AISI 304 and 316 stainless steels" in ASTM STP 520, 1973, p. 68.

[19] Snowden, K.,U., a.o, "Surface deformation differences between metal fatigued in air and partial vacuum" in Acta Metalurgica, 1974, vol 12, p 295.

[20] Gell, M., a.o., "Mechanisms of high temperature fatigue" in ASTM STP 520, 1973, p. 37.

[21] Wells, C.H., a.o., "Fatigue fracture surface appearance" in Trans ASM, 1974, vol 57 p. 841.

[22] Kuzimienko, V.A., a.o., "Mnogoțiklovaia ustalosti pri peremennîh amplitudah nagrujenia" – Kiew, Naukova Dumka, 1986.

[23] Devereux, O.F., a.o., "Corrosion fatigue" - NACE, 1972.

[24] Gorițkii, V.M., a.o., Struktura i ustalostnoe razrușenie metallow" – Moskwa, metalurghia, 1980.

[25] Lukas, P., a.o., "Mechamisms of fracture during high temperature fatigue " - in Mater. Science Engin., 1988, vol A103, p 233.

[26] Klesnil, M., a.o., "Fatigue of metallic materials" – Elsevier, Amsterdam-Oxford-New York-Tokyo, 1992.

[27] Lukas, P., a.o., "Recent development in fatigue crack grwth assessement" – in Phys.Status Solidus, 1968, vol 27, p 545.

[28] Finney, J.M., a.o., "A mechanism of intergranular fracture during high temperature aftigue" – in Philos. magazinne, 1975, vol 31, p 339.

[29] Wang, R., a.o., "The prediction of crack growth rates from total endurances in high strain fatigue" – in Materials Scienc of Engin, 1984, vol 63, p 147.

[30] Thompson, A.W., "Hardening in tension and fatigue" - AIME, New York, 1977.

[31] Basinski, Z.S., a.o., "Damage formation during fatigue process" – in Acta Metaurgica, 1985, vol 33, p 1307.

[32] Wood, W.A., in "Fatigue in aircraft structures" Ed.: Freudenthal, A.M., Academic Press, New York, 1956, p 1.

[33] May, A.N., "The mechanisms of macroscopic high temeprature crack growth" – in Nature, 1960, vol 186, p 573.

[34] Lin, T.H., a.o., "Model for predicting fatigue of steels" – in Journ Mech. Phys. Solids, 1969, vol 17, p 511.

[35] Lynch, S.P., a.o., "Model for predicting of mechanical fatigue" – in Met.Sci. 1975, vol 9, p 401.

[36] Neumann, P, in "Physycal Metallurgy" – Ed.:Cahn, R.W., Elsevier, 1983, p 1554.

[37] Fujita, F.E., a.o., "The phenomena of rupture at fatigue in steels" – in Acta Metalurg., 1958, vol 6, p 543.

[38] Sriram, T.S., a.o., "Low cycle fatigue damage machanisms at high temperature" – in Scripta Metalurgica, 1990, vol 24, p 279.

[39] Solomon, H.D., a.o., "Fracture and failures. Analyses, mechanisms and applications" in ASTM STP 520, 1973, p. 112.

[40] Taira, S., a.o., "Application of J- integral to high temperature crack propagation" in Trans ASME ser. H., 1979, vol 101, no 2., p 162.

[41] Spiedel, M.O., a.o., "High-temperature materials in gas turbines" in Proceed. of the Sympos. Brown Boveri Co, 1974, Elsevier, Anisterdam, p 208.

[42] James, L.A., a.o., "Fatigue crack propagation in austenitic steels" in HEDL -TME, 1976, vol 76, no 39, p 17.

[43] James, L.A., a.o., "The effect of frequency upon the fatigue crack growth of type 304 stainless steel al 1000F" in ASTM STP 513, 1972, p. 218.

[44] Dowling, N.E., a.o., "Geometry ffects and the J-integral approach to elastic -plastic fatigue crack growt" in ASTM STP 601, 1976, p 19.

[45] Shahinian, P., a.o., "Creep-fatigue crack propagation in austenitic stainless steel" in Trans ASME ser. J, 1976, vol 98, no 2, p 166.

[46] Ohtani, R., ao., "Crack propagation under creep-fatigue interaction" in Proceed Internat Confer on Engin Aspect of Creep IME, 1980, vol 2, p 17.

[47] Berling, J.T., a.o., "Effect of hold time on the low cycle fatigue resistance of 304 stainl ess steel at 1200F" in ASTM STP 459, 1969, p 3.

[48] Manson, S.S., "Thermal stress and low-cycle fatigue" 1974, McGraw -Hill.

[49] Coffin, L.F., a.o., "Fatigue at high temperature" in ASTM STP 520, 1973, p 5.

[50] Stegman, R.L., a.o., "Environmental acceleration of fatigue cracks growth in high strength steels"" in Metal Sci., 1972, no 6, p 123.

[51] Conway, J.B., a.o., "Fatigue tensile and relaxation of stainless steels" in ASTM STP 520, 1973, p. 637.

[52] Krempl, E., a.o., "Hold time effects in high temperature low cycle fatigue" in ASTM STP489,1971, p 75.

[53] Taira, S., a.o., "Application of J- integral to high temperature crack propagation" in Trans Iron and Steel Institute of Japan, 1979, vol 19, p 179.

[54] Manson, S.S., a.o., "The challenge to unify treatment of high temperature fatigue. A partisan proposal based on strain-rangepatitioning" in ASTM 3TP 520, 1973, p. 658.

[55] Gummert, R., "Materialgesetze des Kriechens und der Relaxation" - in VDI-Zeitschriften Reihe 5, 1988, nr. 38, p. 5.

[56] Nabarro, F., R., N., "Deformation of crystals by the motion of single iron" – in Report of a "Conference on the strength of solids", 1958, London/Physical Society, p 75.

[57] Herring, C., "Difusional viscositz of a polycristaline solid" – in Journ. Apll. Phys., 1960, vol 21, p 437.

[58] Coble, R., L., "A model for boundary diffusion sliding and diffusional creep in polyccrystalline materials" – in Journ. Apll. Phys., 1973, vol 34, p 1679.

[59] Ilschner, B., "Hochtemperatur-plastizitat" – in Springer-Verlag Berlin-Heidelberg-New York, 1983.
[60] Chang, H., C., a.o., "Mechanism of intercristalline fracture" - in Journ. of Met., 1976, may, p 544.

[61] Greenwood, G.W. "Fracture under creep conditions" – in Mater. Science Engin., 1986, vol 25, p 241.

[62] Greenwood, G.W., "Carity nucleation in the earlz stages of creep" – in Plios. Magazine, 1979, XIX, june, p 423.

[63] Tomkins, B., "Fatigue: Mechanisms – Creep and fatibue in high temperature alloys" – in Red: Bressers, Applied Science Publishers, London, 1991.

[64] Miller, D., A., a.o., " Understanding fatigue -creep interactions" – in Proceed. Of Internat. Confer. In Fracture, (ICF 5) Cannes, 1981, vol. 3, p 1403.

[65] Thorpe, T.W., a.o., " Elevated temperature low cycle fatigue of AISI 316 stainless steel" - in Proceed. Of Internat. Confer. In Fracture, (ICF 5) Cannes, 1981, vol. 5, p 2413.

[66] Ashby, M.F., a.o., "Micromechanisms of fracture and elevated temperature fracture mechanics" – in Proceed. ICM3 Mechanical behaviour of materials, Cambridge, 1979, vol 1, p 47.

[67] Manson, S.S., "Some useful concepts for the designer in treating cumulative fatigue damage at elevated temperatures" – in Proceed. ICM3 Mechanical behaviour of materials, Cambridge, 1979, vol 1, p 13.

[68] Berns, H., "Bruchverhalten von Stahlen" – in Z. Wekstifftech., 1980, vol 11, p 145.

[69] Bhonghibhat, S., "Untersuchungen uber das Werkstoffverhalten im Gebiet der Zeitfestigkeit zur Erstellung von Berechnungsunterlagen fur uberwiegend thermisch beanspruchte Bauteile" – in Diss. Universitat Stuttgart, 1979.

[70] Maile, K., "Einfluss des Verformungsverhaltens, der Oxydation und der Temperatur auf das Langzeitdehnungswechselverhaltehn der warmfesten Stahle" - in Techn. – wiss, MPA, Stuttgart, 1982, Heft 82-02.

[71] TRD 301, Anlage 1 "Berechnung auf Weche lbeansprung durch schwellenden Innendruck bez. Durch kombinierte Innendruck – und Temperaturanderungen", Ed. 1998.

[72] Lloyd, G.J., a.o., "Life prediction methods for combined creep-fatigue endurance" – in Metals technology, 1986, aug., p 297.

[73] Manson, S.S., a.o., "Creep -fatigue analysis strain range partitioning" – in Proceed. Sympos. on design for elevated temperature environment ASME 1981, NASA, TMX- 67, p 838.

[74] Hirschberg, M.H., a.o., "Strainrange partitining – a tool for characterizing high temperature lowczcle fatigue" - in Proceed. Sympos. on design for elevated temperature environment ASME 1985, NASA, TMX-67, p 697.

[75] Zenner, H., a.o., "Diskussionsvorschlang zur Anwendung der strain range partitioning – Methode bei Haltzeitversuchen anlasslich der Zitzung" – in "Thermische Werkstoffermudung" 1987, in Nurnberg.

[76] Kuwabara, K., a.o., "The evaluation of thermal fatigue strength of a 2.25Cr1Mo steel under creepfatigue interaction" – in EPRI Report april 1980, E 279 007.

[77] Chetal, S.C., a.o., "Review of weldment creep and fatigue strength reduction factor for design of elevated temperature components" – in Indian Welding Journal, jan. 1999, p 25.

[78] Seto, A., a.o., "Very low czcle fatigue properties of butt welded joints containing weld defects" – in Welding Internat., 2000, vol 14, no 1, p 26.

[79] Priest, R.H., a.o., "Estimation of cycllic creep damage by strain and strain rate considerations" - in Proceed . Journ of Instit. of Mechan. Engin., 1997, p 185.

[80] Taira, S., a.o., "A dama ge analysis in high temperature thermal fatigue" in Fatigue of Engin. Mat. and Struct. 1979, vol 1, p 495.

[81] Cioclov, D. "Rezistența la oboseală și rupere fragilă a recipientelor sub presiune. Partea I – Rezistența la oboseală" OID, 1987, București.

[82] Coffin, L.F., a.o., "Predictive parameters and their application to high temperature low cycle fatigue" in Fracture, 1969, p 643.

[83] Kuwabara, K., a.o., "Effect of strain hold- time of high temperature on thermal fatigue behavior of type 304 stainless steel" in ASME-MPC Sympos om Creep-Fatigue Intreaction, 1976, p 161.

[84] VanLeeuwen, H.P., a.o., "Fracture mechanics and creep crack growth of 15Cr-0,5%Mo steel with and without prior exposure to creep conditions" in Engin Fract Mechanics, 1987, vol 27, no 4, p 483.

[85] Safta, I.V., ao., "Defectoscopie nedistructivă industrială" Ed. Sudura, Timișoara, 2001.

[86] \* \* \* Criteria for Design of Elevated Temperature, Clas 1 Components in Section III, Division 1, of the ASME Boiler and Pressure Vessel Code ASME.

[87] \* \* \* ASTM E 1681-95 "Standard Test Method for determining of treshold stress intensity factor for environment assisted cracking of metallic materials".

[88] Cioclov, D., "Mecanica ruperii materialelor" in Ed. Academiei, Buc, 1977.

[89] \* \* \* BS 7910:1999 "Guide on methods for assessing the acceptability of flaws in fusion welded structures", British Standard Institution, 1999.

[90] Hudson, C.M., a.o., "A compendium of sources of fracture toughness and failure growth data" in International Journ. of Fracture, 1982, vol 20, p 57.

[91] \* \* \* Published Document PD 6539:1994 "Guide to Methode for the assessement of the influence of crack growth on the significance of defects in components operating at high temperatures", British Standard Institution, 1994.

[92] Published Document PD 6493:1991 "Guidance on methods for assessing the acceptability of flaws in fusion welded structures" British Standard Institution, 1991.

[93] Christian, E.M., a.o., "Critical examination of parameters fro predicting creep crack growth" in Internat Confer on Fracture (ICF 5), Cann, 1983, vcl 3, p 1295.

[94] Landes, J.D., a.o., "A fracture mechanics approach to creep crack growth" in ASTM STP 590-1976, p 128.

[95] Ohji, K, "" in Trans JSME, 1976, vol 42, p 350.

[96] Niobkin, K,M., " " in ASTM STP 601 -1976, p 47.

[97] Hoff, N.J., "Approximate analysis of structures in the presence of moderately large creep deformations" in Quqterl of Applied Mathem, 1954, vol 12, p 49.

[98] Anderson, T.L., "Fracture mechanics. Fundamentals and Applications" RRC Press, Boston, 1992.

[99] Rice, J.R., "" in Trans ASME ser. E, 1968, vol 38, vol 16, no 1, p 337

[100] Riedel, H., "Creep crack growth" in ASTM STP 1020 -189, p 101.

[101] Riedel, H., a.o., "Tensile cracks in creeping solids" in ASTM STP 1020-1989, p 101.

[102] Kumar, V., "Fully prastic crack solution with application to creep crack growth" in Internat Cinf on Engineeting Aspects of Creep, 1980, Paper C 228/80, Sheffield, UK.

[103] Saxena, A., a.o., "Creep crack growth behabior in power plant boiler and steam pipe steels" in Trans of ASME, Journ of Pressure Vessels Technology, 1988, no 2, p 137.

[104] Saxena, A., a.o., "Estimating remaining life at elevated temperature steam pipes – Part II: Fracture mechanics analysis" in Engin Fracture Mechanics, 1959, vol 32, no 5, p 709.

[105] Liaw, P.K., Saxena, A., "Crack propagation behavior under creep conditions" in International Journal of Fracture, 1992, vol 54, p 329.

[106] Grover, P.S., Saxena, A., "Creep -fatigue crack growth testing" in Proceed Welding and Repair Technology for Power Plants 2th Internat Confer, EPRI, TR -107719, 3887, Final Report, 1997, p 633.

[107] Elbers, R., "A finite analysis of creep determiantion in a specimen containing a macroscopic crack" in Proceed. 5<sup>th</sup> Internat Conf on Fracture, oxfeord, 1981, p 691.

[108] Saxena, A., "Creep crack growth under nor.-steady-state conditions" in ASTM STP 905 -1986, p 185.

[109] Bassani, J.L. "Evaluation of the C<sub>1</sub> parameter for characterising creep crack growth rate in the transient regime" in ASTM STP 995-1990, p 112.

[110] Riedel, H., "Creep deformation at crack dps in classic -viscoplastic solids" in Journ of Mechan and Phys of Solids, 1981, vol 29, p 35.

[111] Chapetti, M.D., a.o., "Two small-crack force concept applied to fatigue limit of blunt notched components" in Internat Journ of Fatifue, 1939, no 21, p 77.

[112] Tada, H., a.o., "The stress analysis of cracks handbook" 2<sup>nd</sup> Edition, Paris Productions Incomp, 1985.

[113] Murakami, Y., "The stress intensity factor handbook" (2 vol) in Perga mon Press, 1987.

[114] \* \* \* Nuclear Elecetric. Assessement Procedure Ró "Assessement of the integrity of structures containing defects" Rev. 3, Barnford, 1998.

[115] Saxena, A., a.o., "Remining life estimation of boiler pressure parts- crack growth studies" in EPRI CS-4688, july, 1986.

[116] \* \* \* Nuclear Elecetric. Assessement Procedure R5 "An assessement procedure for the high temperature response of structure" Issue 2, Barnford, 1999.

[117] Peterhagen, H., "The influence of undercut on the fatigue stre ngth of welds – a literature survey" in Doc IIW-XIII-1120-83.

[118] Liaw, P.K., Saxena, A., a.o., "PCPIPE Manual" – in Structural Integrity Associates, San Jose, CA, 1987.

[119] Kumar, V., a.o., "An engineering approach to elastic -plastic fracture" in EPRI-NP-1931, july, 1981.

[120] \* \* \* ASTM Standard E813 "Standard test method for J<sub>lc</sub> a measure of fracture toughness"

[121] Liaw, P.K., Saxena, A., a.o., "Estimating remaining life of elevated-temperature steam pipes – Part I: materials properties" ir. Engin. Fracture Mechanics, 1989, vol 32, no 5, p 675.

[122] Gell, M., a.o., "Mechanisms of high -temperature fatigue" - in ASTM STP 520, 1973, p 37.

[123] Clavel, M., a.o., "Influence of micromechanisms of cyclic deformation at elevated temperature on fatigue behavior-creep-fatigue-environment interactions" – in Metal. Soc., 1980, p 24.

[124] Stolz, R.E., a.o., "Dislocation -prec.pitate interaction and cyclic stress-strain behavior of a  $\gamma$ ' stregthened superalloy" – in Mater. Science Engin., 1978, vol 34, p 275.

[125] Remy, L., a.o., "Temperature dependence of stacking fault energy in close -packed metals and alloys" – in Mater. Science Engin., 1978, vol 36, p 47.

[126] Fournier, D., a.o., "Low cycle fatigue behavior of inconel 718 at 238°K and 823°K" – in Metal. Trans. A, 1977, vol 8, p 1095.

[127] Organ, F.E., a.o., "The effect of freevency on the elevated tempearture fatigue of a nichel -base superalloy" – in Metalurg, Trans., 1971, vol 2, p 943.

[128] Abdel-Rauf, H., a.o., "Effects of tempeature and deformation rate on cyclic strength and fracture of low-carbon steel" -- in ASTM STP 519, 1972, p 28.

[129] Abdel-Rauf, H., a.o., "Effects of grain size and temeparture on the cyclic strength and fracture of iron" – in ASTM STP 520, 1973, p 300.

[130] Challenger, K.D., a.o., "A correlation between strain hardening parameters and dislocation substructure in austenitic stainless steels" -- in Scripta Metal., 1972, vol 6, p 155.

[131] Challenger, K.D., a.o., 'Correlation of substructure with the elevated tempearture low-cycle fatigue of AISI 304 and 316 stainless steels" – in ASTM STP 520, p 68.

[132] \* \* \* "Fatigue at high temperature", Ed: Ekelton, R.P., - in Applied Science Publishers, 1988.

[133] Weisz, D.A., a.c., " Analysis of the Theanessee Valley Authority Gallatin no 2 Unit Rotor Burst Part. 2 Mechanical analysis" - In Proceed, ASIAE- MPC Sympos Creep-Fatigue Intercation, 1976, p 25.

[134] Weiss, B., a.o., "Phase instabilities during high temperature exposure of 316 austenitic stainless steel" – in Metalurg. Frans., 1972, vol 2, p 251.

[135] Rezgui, B., "Interaction latigue Aluage. Effet d'un temps de maintien sur la resistance a la fatigue d'un acier Z2CND17-13 (type 316L) a CO<sup>3</sup>C<sup>4</sup> – in Report CEA-R-4982.

[136] Coffin, L.F., "The effect of frequency on the cyclic starin and fatigue behavior of cast Rene 80 at 1600°F" – in Metalurg. Trans, 1974, vol. 5, p 1053.

[137] Yamahuchi, K., a.o., "Influence of grain size on the low cycle fatigue lives of austenitic stainless steels at hightemperatures – in Metalurg, Trans. A, 1980, vol 11, p 1691.

[138] Ohmura, T., a.o., "High temperature fatigue crack growth in a cobalt base superalloy" – in Engin. Fracture Mechanics, 1970, vol 5, p 309.

[139] Pedron, J.P., a.o., "Effect of hold time on the stevated tempearture fatigue crack growth behavior of Inconel 718 alloy" - in Proced. of ICF5, Cannes, 1981, vol 5, p 2385.

[140] Teranishi, H., a.o., "The effect of oxidation on the hold time fatigue behavior of 2,25Cr1Mo steel" – in Metalurg. Trans. A, 1979, vol 10, p 1600.

[141] Veevers, K., a.o., "High temperature intercrystalline fatigue failure. A review" – in Journ Austral. Instit. of Met., 1975. vol 20, p 204.

[142] Coffin, L.F., a.o., "Damage processes in three dependent fatigue. A review" – in "Creep-fatigueenvironment interactions" Ed. rolecus. R.M., Stoloft, N.S., New York, AIME, 1980, p 1.

[143] Bricknell, R.H., a or, "The emoritments of nickel following high temperature air exposure" – in Metalurg. Trans., A. 1981, vol. 12, p.425.

[144] Woodford, D.A., a.o., "Environmental damage of a cast nickel base superalloy" - in Metalurg. Trans., A, 1981, vol 12, p 299.

[145] Antolovich, S.D., a.o., "Low cycle fatigue behavior of Rene 77 at elevated tempeartures" – in Metalurg. Trans. A., 1981, vol 47, p 47.

[146] Antolovich, S.D., a.o., "Low cycle fatigue behavior of Rene 80 at elevated tempeartures" – in Metalurg. Trans. A., 1981, vol 12, p 473.

[147] Day, M.F., a.o., "Microstructural assessment of fractional life approach to low cycle fatigue at high temperatures" – in Metal. Science, 1979, vol 13, p 25.

[148] Driver, J.H., a.o., "The effect of boundary precipitates on the high temperature fatigue strength of austenitic stainless steels" – in Metal. Sci., 1971, vol 5, p 47.

[149] Min, B.K., a.o., "Hold time effects in high temperature fati gue" – in Acta Metalurgica, 1978, vol 26, p 1007.

[150] Min, B.K., a.o., "Deformation and intergranular fracture during high temperature creep and creep fatigue" – in ICM3 Confer. Cambridge, vol 2. Oxford, Pergamon, p 151.

[151] McLean, D., a.o., "Grain-boundary sliding as a correlating concept for fatigue hold times" – in Metal Sci., 1978, no 12, p 313.

[152] Gates, R.S., a.o., "Grain boundary sliding in type 316 austenitic steel. Part. II. The creep strain and stress dependencies" – in Material. Science Engin., 1977, vol 27, p 115.

[153] Udoguchi, T., a.o., "A frequency interpretation of hold time experiments on high temperature low cycle fatigue of steels for LMFBR" – in Proceed. Internat. Confer. Creep and fatigue in Elevated Temperature Applications, Vol 1, p 211.1.

[154] Kitagawa, M., "Intergranular fatigue fracture of chemical lead at room temperature" – in ASTM STP 519, 1973, p 58.

[155] Evans, H.E., a.o., "Grain boundary sliding and davity growth during the high temperature fatigue of magnox Al 80" – in Metal. Science, 1969, vol 3, p 152.

[156] Maiya, P.S., a.o., "Elevated-temperature low cycle fatigue behavior of different heats of type 304 stainless steel" – in Matalurg. Trans. A, 1977, vol 8, F 1651.

[157] Etienne, C.F., a.o., "On the capability of austenitic steel to withstand cyclic deformation during service at elevated tempeartures" — in Proceed. Internet. Confer. Creep and fatigue in Elevated Temperature Applications, Vol 1, p 225.1.

[158] Pedron, J.P., a.o., "Crack growth behavior of Inconel 718 alloy at 650 °C under fatigue, creep and combined loading – effect of microstructure and environment" – in Material Science and Engineering, 1982, vol., p.

[159] Cowles, B.A., a.o., "Cyclic behavior of mebber disk alloys at 650°C" – in Journ. of Engin. Mater. and technology, 1980, vol 102, p 356.

[160] Floren, S., a.o., "High temperature crack growth structure-property relationships in nickel-base superalloys" – in "Creep-Fatigue\_Environment Interactions", Ed: Pelloux, R.M., Stoloff, N.S., Proceed. Confer. AIME, Wisconsin, 1980, p.142.

[161] Yamaguchi, K., a.o., "Crack propagation in low cycle fatigue of type 304 stainless steel at temperatures below 600° C observed by scanning electron microscopy" – in Mater. Scie., 1978, vol 33, p 175.

[162] Berry, W.R., a.o., "Prevention of cyclic thermal stress cracking in steam-turbine rotors" – in Journ of Engin. for Power (Trans ASME, ser A), 1954, vol 86, p 361.

[163] Clavel, M., a.o., "Frequency analysis of the fatigue crack growth behavior of alloy 718 at 298°K and 823°K" -- In Metalurg. Trans A, 1978, vol 9, p 471.

[164] Dyson, B.F., a.o., "Crain boundary cavitation under various states of applied stress" – in Proceed Royal Society, London, vol A349, p 245.

[165] Saegusa, T., a.o., "Grain boundary vold nucleation in Astroloy produced by room temperature deformation and anneal" -- in Metalurgical Trans, April 11, p 1453.

[166] Tomkins, B., "The development of fatigue crack propagation models for engineering applications at elevated tempeartures" – in Journ. Engin, Mater. Technology, 1975, vol 97, p 289.

[167] Bernstein, M.D., "Design Criteria for Boilers and Pressure Vessels in the USA" – in Journal of Pressure Vessel Technology, 1988, no 3, p 430.

[168] Manson, S.S., "The challenge to unify treatment of high temperature fatigue. A partisan proposal based on Strain-Range-Portitioning" – in ASTM STP 520, 1973, p 744.

[169] Coffin, L.F., "Fatigue at elevated temperatures" – in ASTM STP 520, 1973, p 5.

[170] Levaillant, C., a.o., "Assessement of high temper ature low cycle fatigue life of austenitic stainless steels using intergranular damage as a correlating parameter" – in Proceed. Sympos Low Cycle Fatigue and Life Predictions, Firminy, sept. 1990, p 1.

[171] v.d.Schaaf, B.D., a.o., "Effect of neuron irradi ation on sequential creep-fatigue interaction of 18Cr11Ni stainless steel plate and welded joints at 823°K" – inECN 74 Report Nederlands Energy Research Foundation, 1979.

[172] Rezgui, B., a.o., "Hold time effects on low cycle fatigue properties of 316 stainless steelat 600° C and 650°C" – in Proceed ICF5, Confer. Caanes. 1981, vol 5, 1393.

[173] Wareing, J., a.o., "Mechanisms of elevated teperature fatigue failure in type 316 stainless steel" – in Proceed Simpos AIME, 1980, p 129.

[174] Tomkins, B., "The development of fatigue crack propagation models for engineering applications at elevated tempeartures" – in Journ. Engin, Mater. Technology, 1975, vol 97, p 289.

[175] Maiya, P.S., a.o., "Consideration of crack initiation and crack propagation in low cycle fatigue" – in Scripta Metalurg., 1975, vol 9, p 1141.

[176] Levaillant, C., a.o., "Effects of environment and hold times on high temperature low cycle fatigue behavior of 316L stainless steel" – in Proceed. ICM3 Conference, Cambridge, Oxford, 1979, vol 2, p 163.

[177] Lloyd, G.J., a.o., "Stable and unstable latigue crack propagation during high tempearture creep - fatigue in austenitic steels" -- in Journal Erigin, mater. Technol., 1979; vol 101, p 275.

[178] Majumdar, S., a.o., "A mechanistic model for time-dependent fatigue" - in Journal Engin. mater. Technol., 1980, vol 102, p 159.

[179] Hales, R., "A quantitative metallographic assessment of structural degradation of type 316 stainless steel during creep -fatigue" -- in Fatigue Engir. Mater. Struct., 1980, vol 102. p 339.

[180] Tomkins, B., a.o., "Elevated temperature latigue inetractions in engineering materials" – in Metal Science, 1977, vol 11, p 414.

[181] James, L.A., "Some questions regarding the interaction of creep and fatigue" – in in Journal Engin. mater. Technol., 1976, vol 98, p 235.

[182] King, R.H., a.o., "Thormal fatigue processes and testing techniques; a review a progress since 1960" – in Proceed. Internat. Confer. Thermal and High Strain Fatigue, London, 1967, p 364.

[183] Westwood, H.J., "Tensile held time effects or isothermall and thermal low cucle fatigue of 304 stainless steel" - in Froceed, ICM3 Conference, Cambridge, Oxford, 1979, vol 2, p 59.

[184] Shibata, H., a.o., "Creep-fatigue-environment ineraction of 9Cr1MoVNb steel" - in Proceed. 22<sup>th</sup> MPA Seminar, oct, 1996 Stuttgart, paper 23.

[185] Sata, K., a.o., "Advanced creep-fatigue life prediction model" – in Proceed. 24<sup>th</sup> MPA Seminar, oct, 1998 Stuttgari, paper 55.

[186] Shi, H.J., a.o., "Thermo-mechanical langue life prediction of an austenitic stainless steel" - in ASTM STP 1211, 1993, p. 105.

[187] Webster, G.a., 'Life prediction at alga temperatures'' – in Proceedings AFR3, New Dehli, 1999, p 1698.

[188] Nikbin, K.M., a.o., "Prediction of one o oracle growth from uniaxial creep data" – in Proceed. Royal Soc., vol A296, p 183.

[189] Bruck, P.M., a.o., "Finite element analysis of piping elbows with weld overlay repair" – in EPRI TR-107719; 9004-02; 3887-01, Final Report. Jan 1997, Proceed. Welding and Repair Technology for power plants, See Internat. Confer., p 395.

[190] Halford, C.R., e.o., "Fatigue life prediction modelling for turbine hot section materials" – in Journ. of Engin. for Gas Terbine and Power, 1989, no 2, p 279.

[191] Miller, R.A., 'Life modeling of thermal barrier coatings for aircraft gas turbine engines" - in Journ. of Engin. for Gas Turbancand Power, 1287 and 2, p 301.

[192] Chan, K.S., a.o., "Inelastic deformation under nonisothermal loading" - in Journ. of Engin. for Gas Turbine and Power, 1990, no 1, p 15.

[193] Brear, J.M., a.o., "Metallographic tehniques for condition assessement and life prediction in SP 249 guidelines" – in MPA Seminar, oct. 1994, paper 2.

[194] \* \* \* ASTM E 1351-91.

[194] Neubauer, B., "Bewertung der Restlebensdauer zeit standbeanspruchter Bau teile durch Zerstorungsfreie Gefangenntertersehungen" – in 3R International, 1980, no 11, p 628.

[195] \* \* \* - VGB-TV507 ausgabe 1992 "Guideline for assessement of microstructure and damage development of creep exposed materials for pipes and boiler components", VGB Essen, 1992.

[196] Schroder, H.C., "General observations regarding the assessement, testing and inspection of older power plants" – in Special Print VGB, 1998, vol 78, no 8, p 28.

[197] Benvenuti, A., a,o., "Evaluation of microstructural paramet ers for the caracterisation of 2<sup>1</sup>/<sub>4</sub>CrMo steels operating at elevated temperatures" - in Proceed.4<sup>th</sup> Internat. Confer. Swansea, 1990.

[198] Coffin, L.F., a.o., "A study of the effects of cyclic thermal stresses on a ductile metal" Trans ASME 1954, vol 76, 931.

[199] \* \* \* GOST 25.505-85 – "Metod ispitanii na maloțiklovnih ustalosti pri termomehaniceskom magrujenii", Moskwa, 1985.

[200] Egorov, V.I., ao., "Ob usloviah deformirovania pri ispitanii trubciatnih obrazţov na termiceskuiu ustalosti" in Zavodsk. Laborat., 1971, vo. 37, no 8, p 381.

[201] Siniavskii, D.P., a.o., "O vlianii parametrov nagrujenia na zakonomernosti formoizmenenia jaroprocinovo splava HN70VMTIL v asloviah tikliceskovo izmenenia temperaturi" in Problemi Procinosti, 1975, no 12, p +7.

[202] \* \* \* SEV 25.4.5. "Mashini i ustanevki dliz ispitanii pri termomehaniceskom maloțiklovom nagrujenii", Moskwa, 1988.

[203] \* \* \* SEV 22.K.05. "Procinosti na maloțiklovoe nagrujenii". Moskwa, 1986.

[204] Carden, A.E., a.o., "Thermal futigue. An analysis of conventional experimental method" in Proceed. ASTM 1963, vol 63, p 735.

[205] Carden, A.E., a.o., " Thermal fatigue of nichel-base alloy" in Trans ASME 1965, ser 8, vol 87, no 1, p 237.

[206] Filatow, V.M., a.c., "O nakoplonii posrejdenii pri termiceskoi ustalosti" in Procinosti pri deformații i razrușenie pri maloțiklovoi nagrujenie", Maskwa, 1967, p 119.

[207] Mahutow, N.A., a.o., "Procinosti konstrukții pr. maloțiklovom nagrujenii" Moskwa, Nauka, 1988.

[208] Avercenko, E.A., a.o., "Sopostavlenie deformitovanle i razrușenie pri nezavisimom temperaturnomehaniceskom nagrujenii pri metodika Coffin" in Zavodsk. Laboratoria, 1986, nov, p 60.

[209] Mateiu, H., ş.a.,: "Corelarea stării de degradare a cțalului 14CrMo4 realizată al încercările de fluaj și oboseală termică cu cea relevată prin metoda metalografică" BID-ISIM,1997, nr.2, pag.4

[210] Mateiu, H., ş.a.,: "Influence of holding time at maximum temperature on thermal fatigue of 14CrMo4 steel" Proceed.Internat.Sympos. Welding 96, Becgrad, 1996, pag.284

[211] \* \* \* ASTM E 739-96 "Statistical analysis of linear or linearized stress -life (S-N) and strain-life (ε-N) fatigue data".

[211] Mateiu, H., ş.a,: \* Experimentări privinci collelarea parametrului A cu rezultatele încercărilor distructive de fluaj și de oboseală tennică pe cțelul 140 rM04" BID-I SIM,1998, nr.3, pag.16

[212] Mateiu, H., ş.a.,: "14CrivIo4 Steel degradation investigation by correlating the A parameter with creep and maintained thermal fatigue results" 24 MPA Seminar oct.1998, vol.2, pag.53.1.

[213] Majumdar, S., a.o., "A procedure of strain controll low-cycle fatigue testing at elevated temperature" – in Journ. of testing and evaluation, 1981, vol.9, no. 1, p.35.

[214] Marchand, N., a.o., "A computerized test system for thermal -mechanical fatigue crack growth" in Journ. of testing and evaluation, 1995, vol 24, no 0, p 303.

[215] \* \* \* ASTM STP 465, Ed: Wetzel, R.M., Colfin, L.F., "Manual on low cycle fatigue testing", 1969, Philadelphia, ASTM.

[216] Pisarenko, G.S., a.c.: Experimentalinie metodi v mehanike deformiruemovo tverdovo tela", Kiew, Naukowa Duraka, 1985.

[217] Maile, K., "Einfluss des Verformungsverhaltens, der Okidation unde der Tempeartur auf das Langzeitdehnungswechselverhahen der warmfesten Stahle" - Univ. Tehn Stuttgart, 1982. H.M.TezaDoct.2002 218 [218] Mateiu, H., a.o.,: "Instalație de încercare la oboseală oligociclică neizotermă" Simpozion ARMR Mecanica Ruperii- Midia 1996, pag.127

[219] Mateiu, H., a.o., "Elaborarea unui sistem de monitorizare pentru expertizarea avariilor în construcții sudate" – Contract de cercatare științifică ISIM nr. A2 3.2/iulie 1999.

[220] Mateiu, H., a.o., "Instalații de încercare care caracterizează propagarea fisurii în condiții de fluaj și oboseală" – în Sudura ASR, 2001, no 3. p 54.

[221] Chetal, S.C., a.o., "Review of weldment creep and fatigue strength reduction f actor for design of elevated temeperature components" – in Indian Welding Journal, 1999, no 1, p 25.

[222] Mateiu, H, a.o., "Perfecționarea și Deu, modele experimentale a sistemelor de măsurare, achiziție și prelucrare a datelor experimentale" – Contract ISIM nr. 242/B11/1995.

[223] Troshcenko, V.T., 2.0., "Metodi issledovania soprotivlenia metallov deformirovaniu i razruzseniu pri țikliceskom pagrajenii" – in Naukova Dunike, 1994.

[224] Mateiu, H. "Experimentări privind obosea' termică pe diverse oțeluri. Cercetări privind comportarea la oboseală termică a oțelurilor pentru conducte din termoenergetică" – Contract ISIM 636/C/A14/1995.

[225] Mateiu, H., ş.a.,: "Influence of holding time at maximum temperature on thermal fatigue of 14CrMo44 steel" Proceed.Internet.Sympos. Welding 96, Beograd, 1996, p 284.

[226] Rie, K.T., a.o., "Effect of tempearture and hold time on low-cycle fatigue of steel 13CrMo44" – in Proceed. Internat. Confer. on Fracture, Catnes. 1982, vol. 5, p 2371.

[227] Mateiu, H., "Corcetări privind corelarea registenței la oboseală termică cu metode nedistructive în vederea expertizării regervei de vieșă a componentelor solicitate termic și mecanic" – in Contract ISIM nr. 17/B12, 1996-1998.

[228] Mateiu, H., "Raport tehnic privind states conductei de abur viu din oțelul 15.128.5" – in Contract ISIN nr. 273, 1997-1998

[229] Mateiu, H., ş.a.,: "Corelarea caracteristicilor de degradare obținute prin metode de investigație distructive și nedistructive pentru oțe'uri termorazistente care lucrează la temperaturi ridicate" - BID ISIM, nr. 4/2000, pag. 22.

[230] Mateiu, H., " Cercetări privind influente incluziunlor nemetalice asupra caracteristicilor structurale și mecanice ale îmbinărilor sudote realizate din oțeluri termorezistente din circuitele term ice ce lucrează la tempearturi și presiuni ridicate". în Contract ISIM nr 446/2001-2002.

[231] Mateiu, H. ştatt "Corelarea stărit de dogradare a oțelului 14CrMo4.4 realizată al încercările de fluaj și oboseală terroită cu cea relevată prin recorda metalografică" BID-ISIM,1997, nr.2, p.4.

[232] Mateiu, H., Cercetări privind comportares îmbinărilor sudate din oțeluri termorezistente la propagarea fisurii în condiții de fluaj" – în Contract ISIM 545/A30, 2002.

[233] Mateiu, H, "Dezvo'tarea unei metodologii de estimare a duratei restante de viață în condițiile extensiei fisurii la fluaj a componentelor ce lucrează la tempearturi ridicate, conform conceptului degradărilor controlabile" – în Contract ISIM-CALIST nr 2165/2001-2003.

[234] Nădăşan, Şt., Hotovitz, B., Bernath, Al. Safta, V., "Oboseala metalelor" – în Ed. Tehnică, 1962.

[235] Nădăşan, St., Bețiu, M., Safta, V., Uncerchrist analize de metale" - în Ed. Tehnică, 1965.

[236] Safta, V., sub Redactia Mocana. D.R., vol 2 al monografiei "Încercarea materia lelor" – în Ed. Tehnică,1983.

[237] Safta, V., "Controlul impinărilor sepreduseite sudate", vol 1, Ed. Facla, 1984.

[238] Safta, V., "Controlul imbinărilor și produselor sud-te", vol 2, Ed. Facla, 1986.