

UNIVERSITATEA POLITEHNICA TIMISOARA

FACULTATEA DE MECANICA

ing. BLAJ LILIANA ELENA MARIA

TEZA DE DOCTORAT

CERCETARI PRIVIND MODELAREA  
COMPORTARII MECANICE LA TEMPERATURI  
RIDICATE A UNOR OTELURI  
TERMOREZISTENTE

UNIVERSITATEA "POLITEHNICA"  
TIMIȘOARA  
BIBLIOTECA CENTRALĂ

Conducator stiintific:

Nr. Inv. \_\_\_\_\_

prof.dr.ing. BABEU TIBERI

Dulap \_\_\_\_\_ Lib. \_\_\_\_\_

1998

BIBLIOTECA CENTRALĂ  
UNIVERSITATEA "POLITEHNICA"  
TIMIȘOARA

## CUVANT INAINTE

Teza de doctorat reprezinta finalizarea unor cercetari experimentale și studii teoretice privitoare la estimarea comportarii unor oțeluri termorezistente utilizate la confecționarea conductelor de abur viu, prin modele constitutive de material. Modelele matematice constitutive reprezinta un nou concept, aplicat pe scara tot mai larga pe plan mondial de echipe de cercetatori, teoreticieni și experimentatori, pentru a caracteriza comportamentul unei largi diversități de materiale.

În dorința de a stabili modelul optim de material și valorile parametrilor care intervin în model astfel încât să reproducă cât mai corect răspunsul structurii de interes la diferite solicitări, în lucrare sunt sintetizate și prezentate comparativ cele mai importante și și mai des utilizate modele constitutive actuale. Pe de altă parte, teza conține rezultatele experimentale obținute din încercări de complexitate crescătoare efectuate de autoare pe oțeluri termorezistente, dar și cele ale altor cercetatori, preluate din literatura.

Cercetările experimentale proprii s-au desfășurat pe o durată de 17 ani, inițial în grupul de cercetare condus domnii prof.dr.ing. I. Hajdu și prof.dr.ing. C. Cristuinea și au continuat la nivel individual în vederea identificării parametrilor modelului ales, pentru 2 oțeluri termorezistente.

Pentru faptul că am reușit să finalizez această lucrare, doresc să mulțumesc colectivului catedrei de Rezistența materialelor, în primul rând conducătorilor mei, prof.dr.ing. C. Cristuinea, care mi-a îndrumat primii pași și m-a format ca un cercetător analitic și sintetic și prof.dr.ing. T. Babeu de a cărui pricepere și experiență am beneficiat în ultima etapă.

Doresc să mai menționez colaborarea eficientă, în diferite etape, cu domnii: prof. dr.ing. I. Dobre, ș.l.ing. M. Hlușcu, lector S. Dumitrașcu (Universitatea de Vest).

Adresez mulțumiri colectivului de tehnicieni ai catedrei care și-au adus contribuția la realizarea epruvetelor, efectuarea unor încercări experimentale și realizarea unei părți din materialul grafic al lucrării.

Țin să mulțumesc colegului meu de promoție, ing. T. Oloeriu de la CET Deva care mi-a mijlocit procurarea de material pentru confecționarea epruvetelor. Tot lui, precum și d-lui ing. M. Spasojevici de la termocentrala Nikola Tesla-

A Belgrad, le mulțumesc pentru ca mi-au pus la dispoziție mijloacele tehnice necesare pentru efectuarea de înregistrări ale variației temperaturii și presiunii aburului în timpul pornirii și funcționării conductelor de abur viu, precum și pentru discuțiile fructuoase și detaliile tehnice privitoare la regimul de funcționare a centralelor și principalele probleme ce apar în exploatarea conductelor de abur viu.

Mulțumesc în mod deosebit domnilor cercetatori și profesori J-L Chaboche (Centrul de Cercetări Aerospațiale ONERA, Franța), S. R. Bodner (Fac. de Inginerie Mecanică Haifa, Israel), H. Ishikawa (Fac. de Inginerie, Universitatea Hokkaido, Japonia), A. Shindo (Fac. de Inginerie, Universitatea Osaka, Japonia), K. S. Chan (Institutul de Cercetare Southwest, San Antonio, Texas, SUA), L. Corradi (Departamentul de Inginerie Structurală, Politehnica Milano), A. Sedmak (Fac. de Inginerie Mecanică, Belgrad) - cu care am purtat o bogată corespondență științifică și un valoros schimb de idei, și prin amabilitatea cărora am primit o vastă bibliografie.

Exprim întreaga mea grațitudine d-lor prof. G. Cailletaud și P. Troitier (Ecole National Supérieure des Mines, Paris, Centre des Materiaux, Evry) care m-au primit cu amabilitate într-un stagiu de documentare și de schimb de experiență științifică, punându-mi la dispoziție toate facilitățile existente în biblioteca Centrului.

Le mulțumesc d-lor profesori G. Cailletaud, I. Glavardanov și colaboratoarelor sale J. Fisl și K. Geric (Fac. de Științe Tehnice, Novi Sad) pentru acceptul și ajutorul în efectuarea anumitor încercări experimentale cu instalații complexe.

Tot d-lui G. Cailletaud și ing. E. Nicouveau (Centre des Materiaux, Evry) le mulțumesc pentru amabilitatea, căldura și profesionalismul cu care m-au îndrumat în realizarea încercărilor experimentale complexe, simularea, identificarea și optimizarea modelului de material ales.

În final, țin să mulțumesc colectivului ENSM- Paris, în nume propriu și în numele colectivului catedrei, pentru că ne-au dat dreptul de utilizare a programului de EF pentru calculul structurilor "ZeBuLoN", un program performant care se afla acum la dispoziția catedrei și a cărei superioritate este recunoscută de multe colective de utilizatori din întreaga lume.

## CUPRINS

Cap.1	<b>Importanța și rolul conductelor de abur în centrale termoelectrice</b>	1
1.1	Generalități	1
1.2	Condiții reale de funcționare a conductelor	2
1.3	Considerații asupra stabilirii duratei de viață a conductelor	5
Cap.2	<b>Studiul modelelor constitutive actuale</b>	7
2.1	Considerații asupra teoriei plasticității	7
2.1.1	Variabile de stare	8
2.1.2	Potențial termodinamic, legi de stare	9
2.1.3	Invarianti. Reprezentari tensoriale	10
2.1.4	Incarcarea proporțională	11
2.2	Considerații asupra teoriei incrementale a plasticității	12
2.2.1	Suprafața de încarcare- descarcare	14
2.2.2	Criterii de apariție a curgerii	16
2.2.3	Regula de curgere	16
2.2.4	Regula de întarire	17
2.2.5	Sinteza modelelor clasice de comportare plastica	17
2.3	Analiza comparativa a noilor modele de comportare plastica	20
2.3.1	Modelul Besseling	24
2.3.2	Modelul Mroz	25
2.3.3	Modelul celor 2 suprafețe	27
2.3.4	Modelul Krieg	29
2.3.5	Modelul Chaboche	30
2.3.6	Modelul Ohno-Kachi	37
2.4	Studiul modelelor constitutive unificate	39
2.4.1	Interacțiunea plasticitate- fluaj	39
2.4.2	Clasificarea regulilor de curgere	41
2.4.3	Ecuatii pentru evoluția variabilelor interne	43
2.4.4	Modelul unificat Chaboche	44
2.4.5	Modelul Miller- Schmidt	46
2.4.6	Modelul Walker	48
2.4.7	Modelul Bodner	49
2.4.8	Modelul Krieg, Swearngen, Rhode	50
2.4.9	Modelul Ishikawa	53
2.5	Modelarea anizotropiei materialului	55
2.5.1	Determinarea poziției suprafeței de curgere	55
2.5.2	Relații pentru modelarea anizotropiei materialului	56
2.6	Prezentarea altor modele unificate	61
2.7	Identificarea constantelor din modele unificate de material	65
2.7.1	Determinarea constantelor pe baza încercărilor experimentale	65
2.7.2	Identificarea constantelor din cele 2 tipuri de modele	68
2.7.3	Identificarea unui model	73
2.7.4	Prezentarea posibilităților de simulare a modelului Chaboche	76
2.7.5	Identificarea modelului pentru oțelul X20CrMoV121	79
Cap.3	<b>Cercetari experimentale pentru identificarea modelelor. Incercarea la tracțiune</b>	82
3.1	Incercari experimentale	82
3.2	Incercarea la tracțiune	84

Cap.4	Studii asupra degradarii materialului datorita fluajului	105
4.1	Concepte fundamentale utilizate în calculul la fluaj	105
4.2	Relații de calcul pentru fluaj	106
4.3	Calculul prin metoda $\sigma$	106
4.4	Încercari experimentale de fluaj și micromecanică pe oțeluri și titanide	107
Cap.5	Degradarea materialului prin oboseala termomecanică	124
5.1	Tensiuni termice	124
5.2	Studii asupra comportarii materialului la solicitari izoterme cu temperatura ridicata	125
5.3	Studiul comportarii materialului la solicitari anizoterme	136
5.4	Încercari experimentale pentru stabilirea degradarii prin oboseala oligociclica	146
5.5	Relații pentru determinarea duratei de viață în cazul oboselei oligociclice	162
Cap.6	Stabilirea duratei de viață a componentelor solicitate ciclic în condiții de fluaj	163
6.1	Cercetari experimentale	163
6.2	Considerații asupra modelelor de degradare	168
6.3	Modele pentru evaluarea duratei de viață în cazul interacțiunii fluaj- oboseala	172
Cap.7	Considerații asupra fenomenului deformației progresive	177
7.1	Importanța fenomenului deformației progresive	177
7.2	Situații de apariție a deformației progresive	177
7.3	Cauzele deformației progresive de material	178
7.4	Deformația progresiva structurala	180
7.5	Deformația progresiva termica	182
7.6	Deformația progresiva la solicitari ciclice	184
Cap.8	Calculul mecanic și termic al conductelor de abur	195
8.1	Influența dilatarilor termice	195
8.1.1	Tensiuni de tipul A	195
8.1.2	Tensiuni de tipul B	196
8.1.2.1	Calculul câmpului de temperatura și a tensiunilor termice	196
8.1.2.2	Utilizarea programelor de EF pentru determinarea câmpului de temperatura și tensiunilor tranzitorii	203
8.1.2.3	Calculul tensiunilor termice tranzitorii în cazul materialului vâscoplastic	204
8.2	Calculul tensiunilor datorate greutății proprii	208
8.3	Studiul influenței presiunii interioare	209
8.3.1	Calculul tensiunilor și deformațiilor în cazul comportarii elastoplastice a materialului	209
8.3.2	Verificari experimentale	212
8.3.3	Tensiuni și deformații în cazul comportarii elastovâscoplastice a materialului	212
8.3.4	Tensiuni și deformații în conducte presurizate când se considera și efectul temperaturii	215
8.3.5	Tensiuni și deformații în conducte presurizate când se ține cont și de fenomenul de fluaj	219
8.4	Calculul conductelor de abur la cicluri repetate de pornire- oprire la rece	222
Cap.9	Contribuții personale. Structura lucrării	227
	Bibliografie	231
	Anexa	

## CAPITOLUL 1

### IMPORTANȚA ȘI ROLUL CONDUCTELOR DE ABUR ÎN CENTRALELE TERMoeLECTRICE

#### 1.1 Generalități

Centralele termoelectrice (CT) se situează în categoria sistemelor tehnice în care se lucrează la parametrii energetici ridicați. În aceste condiții, siguranța sistemului are o mare importanță, atât pentru protecția personalului și a mediului, cât și pentru asigurarea funcționării corespunzătoare și de lungă durată a acestora.

CT sunt în esență transformatori de energie: ele convertesc energia combustibilului în energie electrică.

Într-o asemenea centrală se poate constata existența mai multor agenți de lucru care sunt purtători de energie și care evoluează în cadrul unor circuite specifice. Agenții de lucru au anumite fluxuri masice și energetice care sunt indispensabile pentru buna funcționare a centralei. Unul dintre agenții esențiali este aburul (energia termică), produs de cazan, care intră în turbina prin conducta principală, unde produce energie mecanică. Aceasta devine energie electrică în generator, fiind distribuită apoi consumatorilor. În afara acestor circuite și fluxuri esențiale, într-o CT există o serie de conducte, diverse din punct de vedere al tipodimensiunilor constructive: conducte auxiliare.

Prin termenul de conductă se înțelege [Po1] un ansamblu de elemente componente, cuprinzând: țevi, fittinguri, flanșe, armături, șuruburi, prezoane, piulițe, garnituri, suporturi, compensatori de dilatație, aparatura de măsură și control, etc, care servește la transportul fluidelor între 2 utilaje, 2 conducte, între un utilaj și o conductă sau între 2 instalații.

Din punct de vedere al materialului, conductele sunt confecționate din oțeluri aliate sau ușor aliate, după cum se poate vedea din Tabelul 1.1, în care este prezentată compoziția chimică a oțelurilor uzuale folosite pentru fabricarea conductelor.

Întrucât într-o CT ponderea conductelor din valoarea totală a investiției este mare (20%), rezultă de aici că importanța menținerii acestora în stare bună de funcționare este foarte mare.

Cea mai solicitată parte a unui asemenea circuit este conducta principală, menționată mai sus, prin care circulă "abur viu", a cărui temperatură este 565 - 580°C, iar presiunea acestuia este 140 - 160 bar.

În aceste condiții, solicitarea materialului conductei este complexă, starea de tensiune care apare având valori superioare limitei de elasticitate a materialului. Chiar și în domeniul elastic, calculul sistemelor de conducte este complicat datorită faptului că acestea reprezintă structuri multiplu static nedeterminate. Solicitățile ciclice care apar, în special datorită operațiilor de pornire-oprire, pot duce la câteva cicluri cu tensiuni mari în timpul vieții unei CT, ceea ce are ca efect apariția fisurilor. Proiectarea componentelor trebuie făcută pe baza informațiilor privind comportarea materialului la condiții simulate de servicii, adică la oboseala oligociclică ( $N < 100000$  cicluri).

Pentru a ilustra importanța proiectării și întreținerii unui sistem de conducte dintr-o CT, se prezintă în Fig. 1.1.1 graficul problemelor de incertitudine (nesiguranță) pe care le-a generat funcționarea CT Nikola Tesla din Belgrad, pe o perioadă de 9 ani. Se poate observa că problemele legate de investigarea sistemelor de conducte au fost predominante, variind între 60 - 80 % din totalul problemelor create de sistemul termoelectric [Ss1], cu excepția unui singur an, când au existat probleme mari legate de turbina.

## 1.2 Condiții reale de funcționare a conductelor

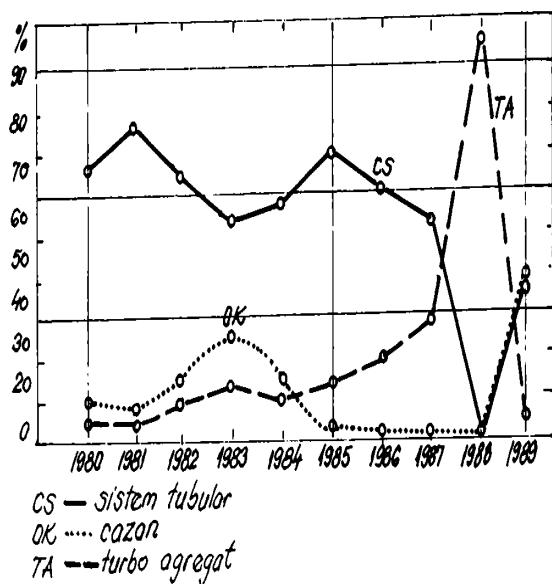


Fig. 1.1.1

În funcționarea unei CT se pot deosebi 2 regimuri: staționar, în care tensiunile termo-mecanice nu depășesc valorile admise, și nestaționar, în care apar oscilații considerabile ale încărcărilor și variații bruste de temperatura. Acest regim se produce în timpul pornirilor și opririlor turbinei. În cazul funcționării în regim de manevra, numărul acestor cicluri

crește.

O schema de funcționare cu vârfuri de sarcină duce la apariția timpurie a fisurilor în locurile cu concentratori de tensiune și a fluajului accelerat. În aceste perioade de pornire-oprire, temperatura aburului și presiunea sa suferă modificări importante; aceste variații se produc cu viteze variabile.

În cazul în care viteza de creștere a temperaturii este destul de mare, întrucât temperatura aburului nu este resimțită instantaneu decât la suprafața interioară, pe grosimea conductei se instalează un gradient termic care generează o repartiție tranzitorie a temperaturii, dând naștere la tensiuni termice.

Viteza de creștere a temperaturii aburului poate ajunge la valori reale maxime de  $17^{\circ}\text{C}/\text{min}$ , cum se poate vedea în porțiunea A-B din graficul care ilustrează variația temperaturii aburului viu în conductă, la pornirea blocului A5 a CT Nikola Tesla (Fig. 1.2.1) sau în porțiunea G-H din reprezentarea din fig. 1.2.2, unde sunt date înregistrările variației în timp a temperaturii aburului, a temperaturii suprafeței exterioare a conductei (sub izolație) precum și diferența acestor temperaturi.

Concomitent, în aceste perioade, gradientul de temperatura între interiorul și exteriorul conductei poate atinge, pentru scurt timp, valori până la  $75^{\circ}\text{C}$ , conform înregistrărilor făcute la pornirea blocului, menționat mai sus (porțiunea E-F din Fig. 1.2.2). În afara salturilor și a oscilațiilor mari de temperatura și presiune, există oscilații normale ale acestor mărimi chiar și în condiții normale de funcționare. Astfel, ca urmare a intervenției sistemului de reglare a temperaturii aburului, aparatura de control permite oscilații de  $\pm 1,5\%$ , ceea ce înseamnă  $20^{\circ}\text{C}$  (porțiunea C-D din Fig. 1.2.1). În aceeași figură se prezintă și variația presiunii aburului, observându-se că se încadrează în limitele de 10 bar, adică  $\pm 3\%$ .

În conformitate cu codul ASME/ANSI B.31.3.1990 [\*\*\*], presiunea maximă admisibilă de lucru a fiecărui element component dintr-un sistem de conducte se stabilește ca fiind combinația cea mai severă de presiune interioară cu temperatura minimă sau maximă care poate apărea în timpul operării sistemului respectiv.

Temperatura de calcul a fiecărui element este aceea care cu presiunea corespunzătoare determină grosimea cea mai mare sau conduce la presiunea nominală cea mai ridicată.

În cazul conductelor izolate, temperatura de calcul este egală cu cea a fluidului de lucru. Tot în [\*\*\*] se fac mențiuni privind admisibilitatea unor depășiri a temperaturilor maxime, a presiunilor maxime sau a ambelor, care pot apărea în condiții specifice de operare.

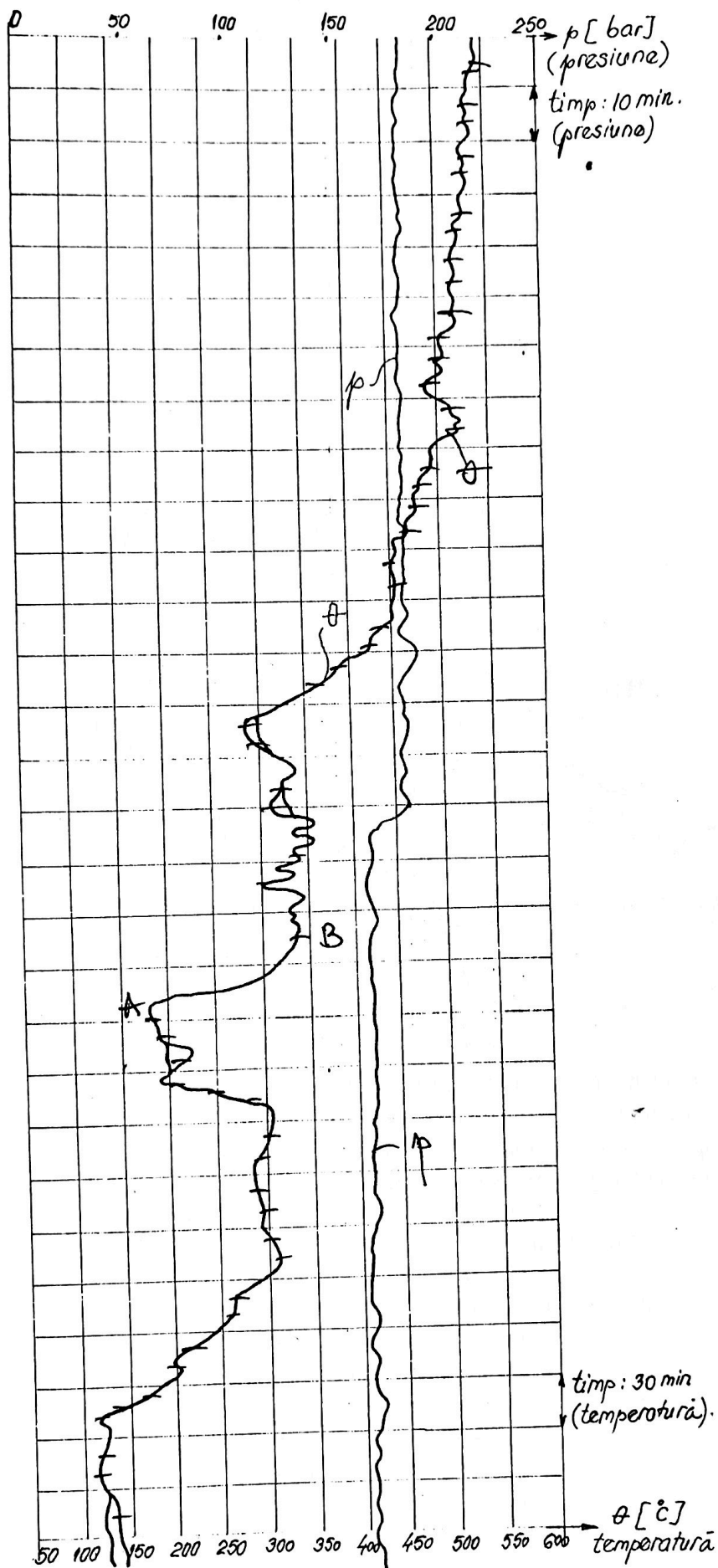


Fig.1.2.1



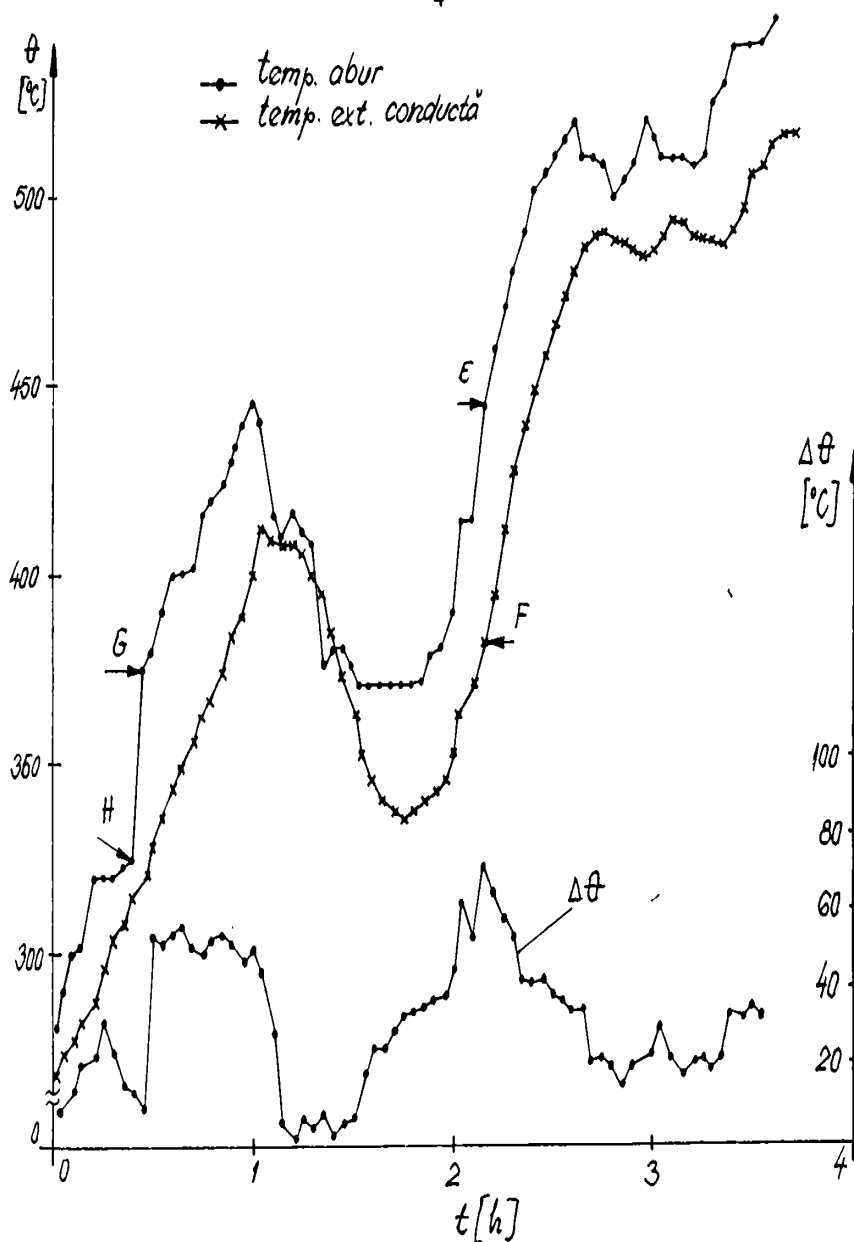


Fig.1.2.2

În afara solicitărilor datorate presiunii și temperaturii, asupra conductelor se mai fac simțite și alte influențe [Po1], care determină încărcări suplimentare:

- efecte dinamice: forțe de impact (datorită modificărilor de debit, șocuri hidraulice, etc.); vânt sau cutremur; vibrații; reacții de descarcare (datorită, spre exemplu, descărcării fluidelor prin supape de siguranță);
- încărcări datorate greutății proprii, a aburului, a izolației, etc.;
- efectul dilatării sau contracției termice: datorită restricțiilor, atunci când acestea sunt împiedecate; datorită gradientului de temperatură în peretele conductei (cauzate de variații mari și rapide de temperatură sau de distribuția neuniformă a acesteia, amintită mai sus, în regim staționar);
- efectul deplasării suporturilor, a punctelor de fixare, a racordurilor;
- efectul reducerii ductilității, ce poate rezulta din modul de execuție al sudurii [Mt1], al tratamentului termic, al operației de forjare, îndoire, etc.;
- efectul fluajului, care duce la redistribuirea tensiunilor;
- efectul ciclic al încărcărilor, care se referă la modificări ciclice de temperatură și presiune;
- posibilitatea apariției deformației progresive în anumite condiții de solicitare.

Efectele enumerate mai sus determină încărcări ce pot fi grupate în următoarele

categorii:

- a) încărcări principale- care determina tensiuni primare ce nu se autolimiteaza (presiune, greutate, etc.)
  - tensiuni primare generale de membrana;
  - tensiuni primare locale de membrana;
  - tensiuni primare de încovoiere;
- b) încărcări secundare- ce determina tensiuni care se autolimiteaza (de exemplu, dilatarea termica împiedicata);
- c) tensiuni de vârf- cele mai mari tensiuni într-o zona; în zone cu defecte sau crestături, pot produce cedarea sau reperea prin oboseala.

Conform [Po1], nivelul tensiunilor primare masoara capacitatea sistemului de conducte de a rezista în siguranța la încărcările impuse (exterioare), nivelul acestora fiind comparat cu tensiunile admisibile stabilite prin norme pentru temperatura maxima admisibila de operare.

Tensiunile secundare, în principal datorate deformațiilor termice împiedicate, sunt în general de încovoiere, dezvoltându-se datorita deformarii radiale diferențiate a peretelui conductei. Chiar daca se depășește limita de curgere, aceste tensiuni duc la o redistribuirea încărcării și la o reducere a stării de tensiune în condiții de operare. La încărcări ciclice, însa, după un numar de cicluri, ele pot determina un interval local de tensiuni, de aceeași marime cu cel inițial. Din acest motiv pot constitui o sursa potențială de rupere la oboseala oligociclica. Daca este depășita limita de proporționalitate, relația tensiune- deformație este dependenta de ciclul de solicitare, aparând întărirea sau înmuierea ciclica a materialului; aceste aspecte complica problema calculului duratei de viața a materialului.

Legat de funcționarea CT, o problema foarte actuala o reprezinta necesitatea de a extinde durata de viața peste cea stabilita prin proiectare. Unele centrale au funcționat în condiții de operare foarte flexibile, în acest mod crescând tensiunile termice din încărcarea componentelor ce lucreaza la temperatura ridicata. Problema este aceea de a asigura pe perioada de viața, controlul evoluției proceselor de fisurare. Calculele care se fac se bazeaza de regula pe valoarea inițiala a defectului maxim admis în corelație cu datele privind spectrul solicitărilor în exploatare. Astfel, se determina de regula numarul ciclurilor de solicitare necesar creșterii defectului până la dimensiunea critica corespunzatoare ruperii.

În aceste cazuri este necesar sa se gaseasca metode care sa stabileasca severitatea degradării suferite în timpul operării în diferite condiții și acestea sa se înglobeze într-un concept de cumulare a degradărilor.

Stabilirea duratei de viața reziduale a unei componente în serviciu se face prin metode directe, adica prin prelevarea de material pentru epruvete (când este posibil) și testarea acestora în condiții accelerate, pentru a le vedea rezistența actuala.

În aceasta situație, dispersia rezultatelor experimentale poate constitui un impediment. Pentru a ilustra aceasta idee, se prezinta concluziile unui studiu [Bj10] efectuat pe oțelul termorezistent 12H1MF. Limita de curgere a materialului la 550°C a scazut de la 238 MPa (materialulu neutilizat) la 168MPa (după 88600 ore de funcționare), adica cu 30%. Ținând cont de dispersia rezultatelor experimentale care se produce pentru materialul utilizat, făcând parte din șarje diferite, de  $\pm 18,5\%$ , coeficientul de siguranța poate atinge valoarea minima de 0,866 (în loc de valoarea acceptata de 1,5%).

### 1.3 Considerații asupra stabilirii duratei de viața a conductelor

Proiectarea componentelor CT se facea înainte din punct de vedere al solicitărilor de durata. Azi se cunoaște ca și solicitările alternative (prin variația temperaturii), prin procese tranzitorii (pornire, oprire, schimbarea sarcinii) consuma o parte substanțiala din timpul de viața preconizat, prin apariția oboselii oligociclice.

Componenta de oboseala datorata variației dilatarii este cuprinsa în calculul la oboseala

pe lângă componenta degradării în timp, dependența puternică de temperatură. Caracteristicile unui asemenea calcul sunt următoarele:

- se utilizează temperatura și presiunea la care componenta a funcționat efectiv, și nu valorile date de situația "maximă" de proiectare;
- se consideră și influența deosebit de dăunătoare a variațiilor de temperatură peste cele nominale, chiar și dacă sunt pe durata scurtă; din aceste considerații se pot de asemenea deduce instrucțiuni privitoare la o conducere optimă a funcționării, adică se pot stabili proceduri de modificare a gradientului temperaturii, adaptate convenabil la componenta în cauză.

Este așadar tot mai evidentă necesitatea unei evaluări critice a conceptului de oboseală disponibil în prezent întrucât compararea datelor de calcul cu rezultatele testelor de material arată abateri relativ mari între acestea. Unele justificări ale neconcordanței sunt următoarele:

- solicitările staționare se calculează, chiar și în prezent, pe baza teoriei elasticității, deși în timpul fluajului are loc o redistribuire a tensiunilor din componente, care provoacă o diminuare a vârfurilor de tensiune, dar poate determina și o creștere a lor. Procedurile de calcul care descriu solicitarea plastică și dependența de temperatură a materialului solicitat un consum mare de timp, costuri mari și în plus, parametrii de fluaj dependenți de timp, dilatare și temperatura materialului nu pot fi încă determinați cu suficientă precizie și în măsura dorită.
- din cauza evoluției foarte rapide a curbelor, atât în ceea ce privește rezistența de durată cât și cea la modificarea dilatării, micile imprecizii în determinarea tensiunilor și dilatărilor locale se reflectă foarte puternic asupra duratei de viață calculate a componentei. Se poate demonstra că în domeniul de tensiuni al solicitărilor de bază, numai domeniul de dispersie specific pe material, între valoarea medie și banda de dispersie de la limita inferioară (-20%), se reflectă în durată de viață prin factorul 2.

În calculul și evaluarea rezultatelor, se face distincție între structuri care:

- 1) prezintă o repartiție omogenă a tensiunii, adică este accesibilă calculului în domeniul deformării (de exemplu, conducte) și la care componentele de deteriorare datorate variațiilor de temperatură, față de componentele date de deteriorarea prin funcționarea de durată sunt relativ mici, respectiv se manifestă doar într-o regiune marginală aproape de suprafață.
- 2) prezintă o repartiție mai complexă a tensiunilor, dar care sunt încă accesibile calculului prin anumite simplificări (de exemplu, rotorii de turbină) și la care domeniul solicitării termice este limitat la o zonă relativ mică, marginată local.
- 3) prezintă concentrări de dilatare locale mari, din cauza formei complicate (carcase, de exemplu), care se pot cuprinde în calcule prin metode numerice (elemente finite- EF).

În cazul 1) menționat mai sus, datorită nivelului ridicat al solicitării și al riscului în caz de eșec, rezultatele calculului la oboseală, împreună cu rezultatele măsurătorilor de dilatare, largire și ovalizare (deformație progresivă) sunt considerate criteriu "sau-sau" pentru înlocuirea conductei. În condițiile actuale, pentru CT din țara noastră, calculul se face cu caracteristicile de material minime și la acumularea componentei de deteriorare în funcționarea de durată; se va alege oboseala totală admisibilă corespunzătoare unor teste de funcționare de durată în mai multe trepte, în măsura în care există date privind sarcinile pentru întreaga durată de funcționare până la zi. Nu este permis să se depășească 50% din durată de viață preconizată la oboseala totală. Acest criteriu sever este introdus datorită pericolului de fisurare la oboseală oligociclică.

Pe plan mondial însă, posibilitățile de calcul în condiții reale de funcționare s-au perfecționat foarte mult mai ales prin utilizarea modelelor constitutive de material și implementarea acestora în diferite coduri de EF, așa cum se va prezenta în cele ce urmează.

## CAPITOLUL 2

## STUDIUL MODELELOR CONSTITUTIVE ACTUALE

## 2.1. Considerații asupra teoriei plasticității

Presupunem ca policristalul din Fig.2.1.1 este solicitat de tensiunea monoaxială  $\sigma$ , crescătoare și apoi descrescătoare. Fenomenele care apar în acest caz sunt:

- deformația elastică (OY); aceasta este cvasi-indepedenta de deformația permanentă;
- limita de elasticitate, atinsă în punctul Y; întrucât acesta este dificil de detectat, se stabilește o limita convențională,  $\sigma_y$ , care corespunde unei valori fixe a deformației permanente ( $\epsilon^p = 0.02, 0.05$  sau  $0.2\%$ ), funcție de precizia dorită;

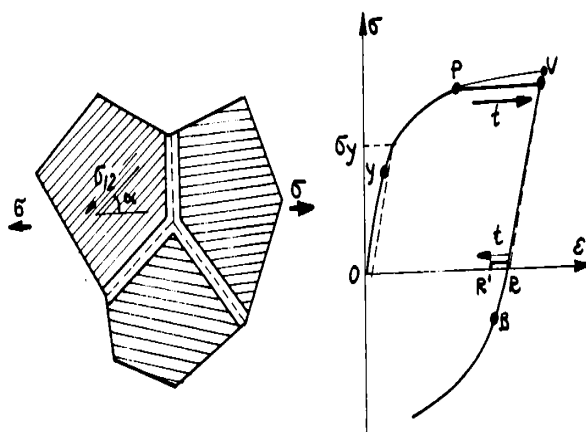


Fig.2.1.1

- deformația plastică (YP): apar primele alunecări în cristalele care au plane cristalografice de alunecare la  $45^\circ$  față de direcția de solicitare,  $\sigma$ , unde tensiunea tangențială  $\tau$  ( $\sigma_{12}$ ) este maximă [Cc12]. Reorientarea cristalelor, necesară pentru asigurarea compatibilității deformațiilor, pune în acțiune alte sisteme de glisare și deformația devine omogenă macroscopic. Aceasta este stabilă, fiecare etapă fiind una de echilibru elastoplastic.
- ecrușarea sau întărirea (YP): cu cât crește tensiunea, crește și densitatea dislocațiilor, dar crește mai mult numărul de puncte de blocare; astfel, deformația nu poate crește decât dacă mai crește solicitarea. Rezistența la deformare crește.
- deformația vâscoplastică (PV): dacă tensiunea continuă să crească, alunecările pot traversa și urma linia de separare între graunți. Acest fenomen de alunecare intergranulară este favorizat de activarea termică. Deformația se poate face și la tensiune constantă, când nu mai există posibilitatea echilibrului; apare un fenomen de fluaj la o viteză ce depinde de tensiunea exercitată: este domeniul vâscoplasticității;
- descarcarea elastică (VR): se face după o dreaptă paralelă cu porțiunea inițială a curbei OY;
- restaurare sau revenire (RR'): modificările produse de deformația agregatului policristalin constituie un ecart în raport cu echilibrul termodinamic, care tinde să se reducă în momentele cu solicitări inverse sau nule. Concentrarea de goluri sau atomi interstițiali se diminuează, dislocațiile de sens opus se neutralizează și se poate produce o recristalizare. Restaurarea se produce funcție de timp și este favorizată de activarea termică. Pe plan macroscopic se manifestă fie printr-o recuperare parțială a deformației fie o diminuarea ecrușajului. Este însă posibil să se producă un fenomen de îmbatrânire care pune în acțiune instabilitățile structurale sau de compoziție chimică, și care poate dura foarte puțin sau foarte mult (îmbatrânirea prin

tratament termic).

- incompresibilitatea plastica sau vâscoplastica: glisarea nu modifica structura cristalina, volumul total al agregatului rămânând constant. Doar deformațiile elastice generează o schimbare de volum importantă. O tensiune normală în planele de glisare sau o stare de tensiune hidrostatică nu au ca efect deformații permanente.

- anizotropia creată de deformațiile permanente: întrucât deformațiile plastice sunt eterogene de la un cristal la altul, compatibilitatea deformațiilor la limita graunților nu poate fi asigurată decât prin microdeformații elastice, care rămân parțial și după îndepărtarea solicitării, creând microtensiuni reziduale autoechilibrate. Acestea solicită cristalul în stare neutră și pot mari sau micșora solicitarea exterioară necesară pentru a produce noi alunecări, și aceasta în moduri diferite funcție de direcțiile considerate. Una dintre manifestările cele mai simple ale acestei anizotropii o constituie efectul Bauschinger (punctul B pe diagrama din Fig.2.1.1).

Pentru modelarea fenomenelor fizice de deformare și rupere este nevoie de o metodă bazată pe principiile generale care guvernează variabilele reprezentative de stare ale mediului material.

Sunt necesare două feluri de modelizări:

- una care schematizează deplasările și eforturile din mediu (cinematica sau mecanica)
- a doua care introduce variabilele caracteristice fenomenelor studiate (fenomenologia sau fizica).

În cele ce urmează se vor introduce într-o formă condensată conceptele de bază utilizate în restul lucrării.

### 2.1.1 Variabile de stare

Una din soluțiile utilizate în modelizări este cea bazată pe termodinamica și mecanica mediului continuu. Astfel, starea termodinamică a unui mediu material într-un punct și la un moment dat este complet definită prin cunoașterea valorii în acel moment a unui anumit număr de variabile, care nu depind decât de punctul considerat. Derivatele temporale ale acestor variabile nu intervin în definirea stării; această ipoteză implică ca toată evoluția ulterioară poate fi considerată ca o succesiune de stări de echilibru (cu excepția fenomenelor ultrarapide).

Prin alegerea naturii și a numărului acestor variabile de stare se pot descrie mai mult sau mai puțin exact fenomenele fizice. Variabilele de stare (sau termodinamice sau independente, cum mai sunt numite) sunt variabilele observabile și cele interne.

#### a) variabilele observabile

Variabilele observabile care intervin în fenomenele elastice, vâscoelastice, plastice, de degradare și de rupere sunt:

- temperatura,  $T$ ;
- deformația totală,  $\tilde{\epsilon}$  (în cazul micilor deformații).

Pentru fenomenele elastice, spre exemplu, puterea reversibilă este definită prin intermediul tensiunii asociate,  $\sigma$ :

$$\Phi_e = \tilde{\sigma} : \tilde{\epsilon} \text{ sau } \Phi_e = \sigma_{ij} \cdot \epsilon_{ij} \quad (2.1.1)$$

unde s-au folosit următoarele notații, care vor fi valabile în întreaga lucrare: o tildă așezată deasupra unui simbol reprezintă un tensor de ordinul II (cu 2 indici), iar notația ":" reprezintă produsul tensorial contractat după 2 indici.

#### b) variabilele interne

Pentru fenomenele disipative, starea actuală depinde și de istoria acestora, reprezentată

în metoda stării locale prin valori momentane ale altor variabile, numite variabile interne.

În plasticitate și vâscoplasticitate este necesar să fie introdusă variabila deformație plastică (vâscoplastică)  $\tilde{\epsilon}^p$ . Aceasta rezultă din deformația totală prin descarcarea elastică  $\tilde{\epsilon}^e$ :

$$\tilde{\epsilon} = \tilde{\epsilon}^e + \tilde{\epsilon}^p \quad (2.1.2)$$

unde  $\tilde{\epsilon}^e$  poate conține eventual și dilatarea termică.

Alte fenomene, cum ar fi întărirea, degradarea și ruperea, necesită introducerea altor variabile interne, de natură mai intimă. Ele reprezintă starea internă a materiei (densitatea dislocațiilor, microstructura cristalină, configurația microfisurilor, etc), fără a fi posibil să fie măsurate prin observații directe.

Nu există metode obiective pentru alegerea naturii celor mai potrivite variabile interne pentru un fenomen sau altul. Experiența, sensul fizic, tipul de aplicație avută în vedere - sunt cele care ghidează alegerea lor. Pentru studiul general, se vor numi:  $V_1, V_2, \dots, V_k, \dots$  ele putând reprezenta variabile scalare sau tensoriale.

### 2.1.2 Potențialul termodinamic, legi de stare

Înainte de definirea variabilelor de stare, se postulează existența unui potențial termodinamic din care derivă legile de stare sau un alt potențial. Dacă se alege ca acesta să fie energia liberă specifică  $\Psi$ , aceasta depinde de variabilele de stare interne și observabile:

$$\Psi = \Psi(\tilde{\epsilon}, T, \tilde{\epsilon}^e, \tilde{\epsilon}^p, V_k) \quad (2.1.3)$$

În acest mod, notând cu "s" entropia și cu  $\rho$  densitatea masică, se pot scrie legile termoelasticității:

$$\tilde{\sigma} = \rho \frac{\partial \Psi}{\partial \tilde{\epsilon}^e}, \quad s = -\frac{\partial \Psi}{\partial T} \quad (2.1.4)$$

și se pot defini prin analogie, variabilele termodinamice asociate variabilelor interne:

$$A_k = \rho \frac{\partial \Psi}{\partial V_k} \quad (2.1.5)$$

Deci, variabilele asociate sunt  $\tilde{\sigma}$ , s și  $A_k$ . Vectorul format prin acestea reprezintă gradientul funcției în spațiul variabilelor T,  $\tilde{\epsilon}^e$  și  $V_k$ . Acesta este normal la graficul funcției.

Variabilele interne  $V_k$ , de natură scalară sau tensorială, reprezintă stadiul actual al materialului, adică stadiul de ecrusare.

Ca variabile scalare (ecruisaj izotrop) se pot folosi:

- deformația plastică cumulată: p

$$p = \int_0^t \left[ \frac{2}{3} \tilde{\epsilon}^p(\tau) : \dot{\tilde{\epsilon}}^p(\tau) \right]^{1/2} d\tau \quad (2.1.6)$$

- lucrul mecanic plastic disipat:  $w_p$

$$w_p = \int_0^t \tilde{\sigma}(\tau) : \dot{\tilde{\epsilon}}^p(\tau) d\tau \quad (2.1.7)$$

iar pentru ecrusajul cinematic, una sau mai multe variabile tensoriale; cel mai adesea se utilizează o singură variabilă, notată  $\tilde{\alpha}$ , care foarte adesea se confundă cu însăși deformația plastică  $\tilde{\epsilon}^p$ .

Energia liberă se mai poate scrie sub forma:

$$\Psi = \Psi_e(\tilde{\epsilon}^e, T) + \Psi_p(p, \tilde{\alpha}, T) \quad (2.1.8)$$

De aici se pot deduce forțele termodinamice:

$$R = \rho \frac{\partial \Psi}{\partial p}, \quad \tilde{X} = \rho \frac{\partial \Psi}{\partial \tilde{\alpha}} \quad (2.1.9)$$

### 2.1.3 Invarianți. Reprezentari tensoriale

În cele ce urmează, se vor nota cu  $\sigma_{ii}$  tensiunile normale și cu  $\sigma_{ij}$  tensiunile tangențiale, cu scopul de a avea o notație unitară cu 2 indici a tuturor componentelor tensorului tensiune.

În scrierea tridimensională a legilor de comportament, ipoteza izotropiei conduce la utilizarea invarianților tensorilor tensiunii,  $\sigma$ , deformației,  $\epsilon$ , și a deviatorilor acestora, definiți prin:

$$\begin{aligned} \tilde{\sigma}' &= \tilde{\sigma} - \frac{1}{3} \text{Tr}(\tilde{\sigma}) \cdot \tilde{1} \quad \text{sau} \quad \sigma'_{ij} = \sigma_{ij} - \frac{1}{3} \sigma_{kk} \delta_{ij} \\ \tilde{\epsilon}' &= \tilde{\epsilon} - \frac{1}{3} \text{Tr}(\tilde{\epsilon}) \cdot \tilde{1} \quad \text{sau} \quad \epsilon'_{ij} = \epsilon_{ij} - \frac{1}{3} \epsilon_{kk} \delta_{ij} \end{aligned} \quad (2.1.10)$$

unde  $\text{Tr}(\sigma) = \sigma_{ii}$  este urma matricii,  $\tilde{1}$  este tensorul unitar iar  $\delta_{ij}$  este simbolul lui Kroneker.

Acești tensori de ordinul 2 au trei invarianți elementari, definiți prin 3 funcții scalare independente. Matematic, definim acești 3 invarianți ca fiind coeficienții ecuației caracteristice:

$$\det(\tilde{\sigma}' - x \cdot \tilde{1}) = 0 \quad (2.1.11)$$

deci, cantitățile scalare:

$$\begin{aligned} \Sigma_I &= \text{Tr}(\tilde{\sigma}) = \sigma_{ii} = \sigma_{11} + \sigma_{22} + \sigma_{33} \\ \Sigma_{II} &= \frac{1}{2} [\text{Tr}(\tilde{\sigma})^2 - \text{Tr}(\tilde{\sigma}^2)] = \frac{1}{2} (\sigma_{ii}^2 - \sigma_{ij} \sigma_{ij}) = \\ &= \sigma_{11}^2 + \sigma_{22}^2 + \sigma_{33}^2 + \sigma_{33} \sigma_{11} - \sigma_{23}^2 - \sigma_{31}^2 - \sigma_{12}^2 \end{aligned} \quad (2.1.12)$$

$$\Sigma_{III} = \det(\tilde{\sigma})$$

În practică, cel mai des sunt utilizați invarianții:

$$\begin{aligned} \sigma_I &= \Sigma_I = \text{Tr}(\tilde{\sigma}) \\ \sigma_{II} &= \frac{1}{2} \text{Tr}(\tilde{\sigma}^2) = \frac{1}{2} \sigma_{ij} \sigma_{ij} \\ \sigma_{III} &= \frac{1}{3} \text{Tr}(\tilde{\sigma}^3) = \frac{1}{3} \sigma_{ij} \sigma_{jk} \sigma_{ki} \end{aligned} \quad (2.1.13)$$

În același mod se pot defini invarianții tensorului deformației:

$$\begin{aligned} \epsilon_I &= \text{Tr}(\tilde{\epsilon}) = \epsilon_{ii} \\ \epsilon_{II} &= \frac{1}{2} \text{Tr}(\tilde{\epsilon}^2) = \frac{1}{2} \epsilon_{ij} \epsilon_{ij} \\ \epsilon_{III} &= \frac{1}{3} \text{Tr}(\tilde{\epsilon}^3) = \frac{1}{3} \epsilon_{ij} \epsilon_{jk} \epsilon_{ki} \end{aligned} \quad (2.1.14)$$

În plasticitate intervin de obicei invarianții deviatorilor tensiunilor și deformațiilor plastice, definiți în același mod:  $s_{ii}$ ,  $s_{III}$ ,  $e^p_{II}$ ,  $e^p_{III}$  (avem  $s_I = e^p_I = 0$ ). Pentru simplificarea scrierii, se vor folosi funcții de acești invarianți care reprezintă mărimi fizice concrete. Este practic să se aleagă invarianți omogeni care pot fi identificați prin încercarea de tracțiune simplă cu prima componentă a tensorului. Astfel:

a) pentru tensiuni

$$\text{- tensiunea hidrostatica: } J_1(\vec{\sigma}) = \sigma_1 = 3\sigma_H \quad (2.1.15)$$

$$\text{- tensiunea echivalenta von Mises: } J_2(\vec{\sigma}) = (3s_H)^{1/2} = \sigma_{eq} \quad (2.1.16)$$

b) pentru deformații

$$\text{- deformația volumica: } I_1(\vec{\varepsilon}) = \varepsilon_1 = 3\varepsilon_H \quad (2.1.17)$$

$$\text{- deformația inelastica echivalenta în sensul von Mises: } I_2(\vec{\varepsilon}^p) = \left(\frac{4}{3}\varepsilon_H^p\right)^{1/2} = \varepsilon_{eq}^p \quad (2.1.18)$$

Invarianții astfel definiți sunt suficienți pentru descrierea legilor de comportament a materialelor izotrope.

#### 2.1.4 Încarcarea proporțională

În plasticitate, deformația momentana a solidelor depinde de istoria traiectoriei încărcării (sau calea de încărcare). De aceasta se ține cont prin caracterul incremental al legilor de curgere, la care integrarea trebuie făcută pentru fiecare caz particular de încărcare.

O excepție importantă o face cazul particular al încărcării proporționale (sau radiale sau simplă, cum mai este denumită), pentru care integrarea nu depinde decât de un scalar și se poate face o dată pentru întreaga încărcare, prin legile Hencky- Mises sub forma integrală.

Definiție: o încărcare este numită proporțională pentru un solid dat dacă, în toate punctele M ale sale, tensorul tensiunilor  $\vec{\sigma}(M, t)$  este proporțional cu un tensor  $S(M)$ , independent de timpul t, factorul de proporționalitate fiind o funcție monotona de timp [Ch0],  $\alpha(t)$ , cu  $\alpha(0) = 0$ :

$$\vec{\sigma}(M, t) = \alpha(t) \cdot \vec{S}(M) \quad (2.1.19)$$

La o încărcare proporțională:

a) direcțiile principale ale tensorului tensiune, variabile în fiecare punct, rămân constante în timp;

b) direcțiile principale ale deviatorului tensiunii rămân constante:

$$\vec{\sigma}'(M, t) = \alpha(t) \cdot \vec{S}'(M) \quad (2.1.20)$$

Se notează cu  $\sigma_{eq}$  tensiunea echivalentă Mises, și atunci:

$$\sigma_{eq} = J_2(\vec{\sigma}) = (3/2 \vec{\sigma}' : \vec{\sigma}')^{1/2} \quad (2.1.21)$$

Condiția de încărcare proporțională permite integrarea formală a relației diferențiale

a plasticității (Levy- Mises), presupunând materialul în stadiul inițial ne-ecrușat ( $\vec{\varepsilon}^p_{(t=0)} = \vec{0}$ ):

$$d\vec{\varepsilon}^p = \frac{3}{2} g'(\sigma_{eq}) \cdot \frac{d\sigma_{eq}}{\sigma_{eq}} \cdot \vec{\sigma}' \quad (2.1.22)$$

unde  $g(\sigma_{eq})$  este o funcție de  $\sigma_{eq}$  ce va fi precizată. Rezultatul integrării este:

$$\vec{\varepsilon}^p = \frac{3}{2} g(\sigma_{eq}) \frac{\vec{\sigma}'}{\sigma_{eq}} \quad (2.1.23)$$

Această relație conduce la noțiunea de tensiuni și deformații echivalente, echivalența cu cazul uniaxial de tracțiune- compresiune. Expresia criteriului Mises :

$$\sigma_{eq} - \sigma_s = 0 \quad (2.1.24)$$

arată deja că întreaga stare multidimensională reprezentată de  $\sigma_{eq}$  este comparabilă cu cazul unidimensional reprezentat de  $\sigma_s$ . Din acest motiv,  $\sigma_{eq}$  este numită tensiune echivalentă în sensul von Mises.

Se poate defini o noțiune similară pentru deformație, exprimând legea Hencky- Mises sub forma scalară, prin calculul celui de-al doilea invariant al tensorului deformației:



$$\left(\frac{2}{3}\bar{\varepsilon}^p:\bar{\varepsilon}^p\right)^{1/2} = \frac{3}{2} \frac{g(\sigma_{eq})}{\sigma_{eq}} \left(\frac{2}{3}\bar{\sigma}':\bar{\sigma}'\right)^{1/2} = g(\sigma_{eq}) \quad (2.1.25)$$

Cantitatea  $e_{eq}^p = \left(\frac{2}{3}\bar{\varepsilon}^p:\bar{\varepsilon}^p\right)^{1/2}$ , care permite exprimarea întregii evoluții multi-dimensionale la încărcare radială, într-un mod echivalent legii de ecrusare unidimensională, se numește deformație echivalentă în sensul von Mises:

$$e_{eq}^p = g(\sigma_{eq}), \text{ cu:} \quad (2.1.26)$$

$$e_{eq}^p = \left(\frac{2}{3}\bar{\varepsilon}^p:\bar{\varepsilon}^p\right)^{1/2}, \quad \sigma_{eq} = \left(\frac{3}{2}\bar{\sigma}':\bar{\sigma}'\right)^{1/2}$$

Toate stările tridimensionale în cazul încărcării radiale sunt reprezentate printr-o curbă unică în spațiul tensiune echivalentă- deformație echivalentă.

#### Teoreme de existență a încărcării proporționale:

Condițiile suficiente pentru existența încărcării proporționale, pentru o structură și o încărcare dată, sunt următoarele:

- eforturile cresc proporțional cu un singur parametru;
- starea inițială este nedeforată și ne-ecrușată;
- materialul se conformează legii Prandl- Reuss;

- legea de ecrusare se exprimă în forma unei funcții de putere:  $g(\sigma_{eq}) = [\sigma_{eq}/K]^M$

- deformația elastică se neglijează.

Aceste condiții sunt destul de restrictive, dar în practică sunt suficient de des întâlnite condițiile de încărcare cvasi-proporțională.

## 2.2 Considerații asupra teoriei incrementale a plasticității

Aplicarea teoriei clasice a plasticității s-a limitat la situațiile în care încărcarea crește monoton și proporția diferitelor componente rămâne constantă (încărcare proporțională). Dacă apar modificări severe în proporțiile diferitelor componente ale tensiunii, aceasta nu se mai poate aplica.

Situațiile de încărcare ciclică, implicând curgerea plastică reversată în cursul căreia materialului poate prezenta întărire sau înmuiere ciclică, nu pot fi rezolvate prin teoria clasică a plasticității. De asemenea, aceasta nu poate rezolva cazul încărcării non-izoterme și nu include efectul temperaturii asupra proprietăților elastice și plastice ale materialului.

Astfel a devenit necesară o dezvoltare a acesteia, ceea ce a condus la apariția teoriei incrementale a plasticității.

De asemenea, caracterul neliniar al relației tensiune- deformație face dificilă rezolvarea prin metode exacte a problemelor în care apare curgerea plastică. Ca metode numerice de rezolvare s-a impus MEF, pe baza căreia s-au elaborat cele mai multe programe de calcul ale structurilor solicitate peste limita de elasticitate.

Pentru a descrie comportarea materialului în domeniul plastic, se fac următoarele presupuneri:

1) Existența unei condiții de apariție a curgerii, definind limita comportării elastice a materialului într-o stare de tensiune multiaxială. Aceasta presupunere este cea mai des folosită și este reprezentată de o formulare matematică care să faciliteze eficiența computațională;

2) Existența suprafețelor de încărcare care definesc comportarea elastică și plastică după curgerea inițială; răspunsul materialului după curgerea inițială (numit "regula de întărire") diferă, corespunzător diferitelor teorii de plasticitate și este definit prin specificarea

așa numitei "suprafețe de încărcare". Aceasta reprezintă o idealizare matematică în urma studierii comportării macroscopice a materialului. Condiția de "consistență" cere ca starea de tensiune în fiecare punct să rămână pe suprafața de încărcare.

3) Proporțiile de deformare plastică sunt legate de cele corespunzătoare ale tensiunii prin intermediul unei "reguli de curgere". Acestea reprezintă baza ecuațiilor constitutive în tratarea problemelor plasticității.

O regulă de curgere în general folosită pentru descrierea comportării elastice-ideal plastice este relația Prandtl-Reuss care reprezintă o generalizare a ecuațiilor Levy-Mises. Presupunerea Prandtl-Reuss este aceea că un increment (creștere) a deformației plastice  $d\epsilon_{ij}^p$  este proporțional cu deviatorul tensiunilor corespunzătoare,  $d\sigma'_{ij}$ . Valoarea momentană a constantei de proporționalitate este lăsată la latitudinea utilizatorului acestor relații.

Pentru a reduce complicațiile unei situații multiaxiale la cazul uniaxial, este introdus conceptul de intensitate a tensiunilor sau deformațiilor plastice (sau tensiuni și deformații echivalente), în general exprimat în termenii unui invariant sau a unei combinații dintre aceștia).

O abordare mai generală a regulii de curgere este utilizarea conceptului de potențial plastic. Se presupune că există o funcție scalară de tensiune, spre exemplu  $f(\sigma_{ij})$ , din care se pot determina incrementele de deformare plastică (de exemplu, proporționale cu  $df/d\sigma_{ij}$ ).

Dacă  $f(\sigma_{ij})$  reprezintă în spațiul tensiunilor suprafața de curgere, atunci presupunerea de mai sus reprezintă un rezultat al postulatului lui Drucker, care afirmă că lucrul mecanic efectuat de o sarcină exterioară în cursul unui ciclu complet de încărcare-descărcare trebuie să fie non-negativ. Aceasta presupunere conduce la o teorie incrementală (sau una liniară asociată) în care incrementul de deformare plastică este în direcția normalei exterioare la suprafața reprezentată de  $f(\sigma_{ij})$ , în punctul care definește starea actuală de tensiune.

Teoriile asociate de curgere se deosebesc de teoria deformațiilor plastice, prin aceea că deformațiile plastice totale sunt relatate la starea de tensiune finală. După acestea din urmă, pentru orice proces de încărcare dat există o relație între starea finală de tensiune și deformație, la descărcare existând o lege specificată separat. S-a introdus noțiunea de "plasticitate asociată" care implică suprapunerea suprafeței limitei de elasticitate (de încărcare sau de curgere) și confundarea ei cu o suprafață echipotențială.

4) Materialele sunt considerate izotrope relativ la curgerea inițială;

5) Aproape toate programele de analiză structurală neliniară presupun incompresibilitatea materialului;

6) Curgerea și răspunsul ulterior al materialului nu depind de viteza de deformație;

7) Descărcarea elastică și suprapunerea suprafețelor de încărcare și de curgere reprezintă o idealizare a comportării materialului care implică ideea că descărcarea dintr-o stare plastică într-o stare vecină constă doar într-o modificare a stării elastice. În cele mai multe dintre analize, se presupune implicit că deformațiile plastice adiționale pot să apară doar după reîncărcarea la o stare de tensiune peste cea a descărcării inițiale, iar comportarea ulterioară (dacă nu apare curgere plastică inversă), ar fi aceeași ca și când nu s-ar fi produs descărcarea inițială.

8) Deformația totală se poate descompune în componente elastice și plastice. Aceasta presupunere este convenabilă matematic când este conjugată cu conceptul unei suprafețe de curgere bine definită și este în general valabilă în cazul micilor deformații. În plus, ea facilitează utilizarea unui coeficient Poisson variabil, când se acceptă incompresibilitatea plastică.

În concluzie, în conformitate cu teoria incrementală a plasticității, răspunsul materialului solicitat peste limita de elasticitate este specificat prin:

- condiția de apariție a curgerii;
- regula de întărire;
- regula de curgere.

În acest cadru, relațiile între marimile care intervin se exprimă prin creșteri incrementale (de exemplu  $d\vec{\sigma}$ ,  $d\vec{\epsilon}$ ) sau prin evoluțiile acestora ( $\dot{\vec{\sigma}}$ ,  $\dot{\vec{\epsilon}}$ ). Relațiile matematice care caracterizează comportarea materialului sunt de obicei reunite în forma unui model constitutiv (sau ecuații constitutive). Acestea s-au diversificat ca formă în ultimii ani, ajungând la zeci de modele cunoscute până în prezent.

### 2.2.1 Suprafața de încărcare, criteriul de încărcare-descărcare

Comportamentul plastic independent de timp al materialelor trebuie considerat ca un caz particular al unei scheme mai generale a vâscoplasticității (vezi și paragraful 2.4).

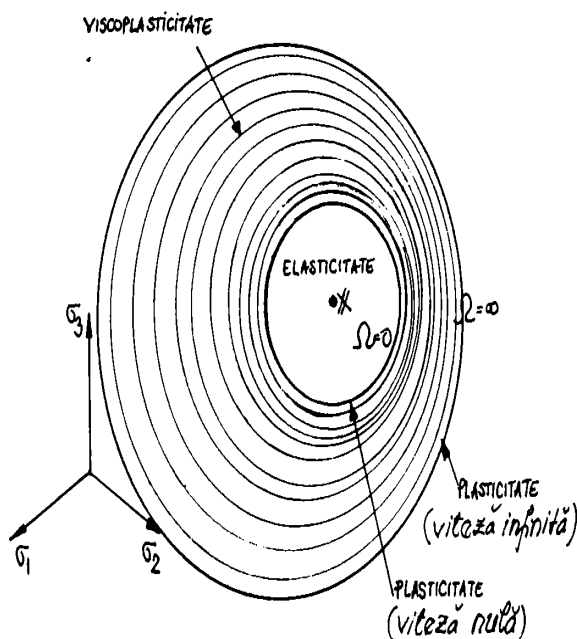


Fig.2.2.1

Se poate imagina, foarte schematic, ca în spațiul tensiunilor, suprafețele echipotențiale de curgere (sau de egală disipare) constituie o familie de suprafețe care se includ una pe alta (Fig.2.2.1). Pentru o stare de ecruisare fixată, reprezentată spre exemplu prin centrul și dimensiunile suprafeței interioare,  $\Omega$ , viteza de curgere este cu atât mai mare cu cât starea de tensiune este mai îndepărtată de

centrul  $\tilde{X}$ . Pe suprafața cea mai apropiată de centru,  $\Omega=0$ , viteza de curgere este nulă, iar pe suprafața exterioară este infinită. Între cele două se situează domeniul vâscoplasticității; domeniul elastic este reprezentat de  $\Omega < 0$ .

Schema plasticității independente de timp se aplică atunci când:

- încărcarea se produce cu o viteză infinit mică sau când atingerea stării de încărcare data se face asimptotic;
- încărcările se produc cu o viteză extrem de mare.

Răspunsurile materialelor între cele 2 cazuri extreme pot fi mai mult sau mai puțin îndepărtate de acestea, spre exemplu:

- pentru materialele solícitate la temperaturi inferioare unui sfert din temperatura absolută de topire - sunt foarte apropiate, ceea ce justifică analiza plastică independentă de timp;
- în cazul vitezelor infinite mari, deformările vâscoase sunt considerate neglijabile, ele neavând timp să se producă.

În orice situație de încărcare, însă, există o suprafață definită în spațiul tensiunilor, pornind de la care începe să se producă curgerea plastică. Pentru stările de tensiune care se găsesc în interiorul acestei suprafețe, comportamentul este în întregime elastic. Această suprafață,  $f = 0$ , se numește suprafața de încărcare sau suprafața de curgere. În condițiile inițiale ea este identică cu criteriul limitei de elasticitate.

Pentru a descrie complet posibilitățile de curgere plastică, este necesară introducerea unui criteriu de încărcare-descărcare. Curgerea se produce când 2 condiții sunt îndeplinite simultan (Fig.2.2.2):

- 1) punctul ce reprezintă starea de tensiune  $\sigma'$  se găsește pe suprafața de încărcare:

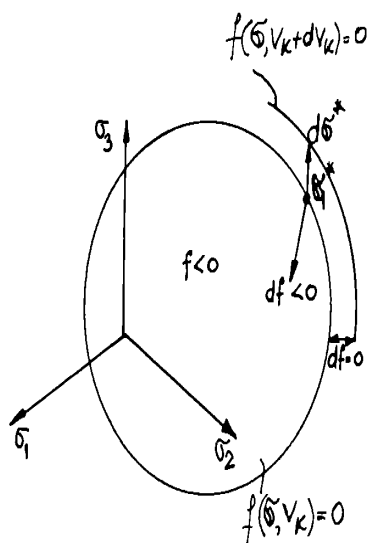


Fig.2.2.2

caracterizat prin:

$$f(\sigma^*, V_k) = 0 \quad (2.2.1)$$

2) respectarea condiției de consistență (2.2.2): schema plasticității clasice impune ca punctul reprezentativ al stării de tensiune nu poate parasi suprafața ( $f > 0$  este imposibil). Pentru curgerea continuă, se introduce deci condiția de consistență:

$$df(\sigma^*) = \frac{\partial f}{\partial \sigma} : d\sigma^* + \frac{\partial f}{\partial V_k} dV_k = 0 \quad (2.2.2)$$

care implica ca punctul reprezentativ al stării ( $\sigma^* + d\sigma^*$ ) rămâne pe suprafața de încărcare.

Dimpotriva, variația tensiunii poate deplasa punctul reprezentativ al stării de tensiune spre interior: este cazul descărcării,

$$df(\sigma^*) < 0 \quad (2.2.3)$$

În modelarea aceasta, nici o curgere plastică nu se poate produce în cazul descărcării, comportamentul devenind elastic.

Cele expuse mai sus se pot rezuma astfel:

- comportare elastică:  $f < 0$
- curgere plastică:  $f = 0, df = 0$
- descărcare elastică:  $f = 0, df < 0$ .

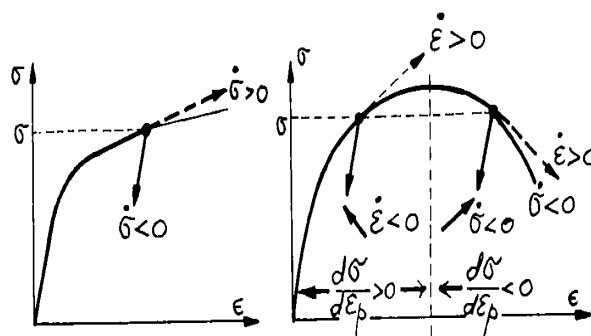


Fig.2.2.3

Pentru materialul cu ecrusaj pozitiv, suprafața de încărcare se exprimă în funcție de componentele tensorului tensiune și depinde de starea de ecrusare prin intermediul variabilelor interne (în general forțele termodinamice  $\tilde{X}$  și  $R$ ) și eventual de temperatura:

$$f = f(\tilde{\sigma}, R, \tilde{X}, T) \quad (2.2.4)$$

Pentru materialele cu ecrusaj negativ, este mai potrivit să se utilizeze o formulare mai generală, cum ar fi cea dată prin deformații:

$$f = f(\tilde{\epsilon}, p, \alpha, T) \quad (2.2.5)$$

În Fig.2.2.3 se prezintă, pentru cazul tracțiunii simple, ca condiția de încărcare continuă  $\sigma > 0$  nu se poate utiliza pentru că ecrusajul este negativ ( $d\sigma/d\epsilon^p < 0$ )

Din Fig.2.2.4 se observă că pentru o încărcare proporțională, tensiunii tensorii  $\tilde{\sigma}$  și  $\tilde{\epsilon}$  coincid, pe când în cazul încărcării neproporționale fac între ei un unghi  $\alpha$ .

### 2.2.2 Criterii de apariție a curgerii

Un criteriu de curgere este reprezentat în planul tensiunilor principale de o suprafață, numita suprafața de curgere sau condiție de curgere sau funcție de curgere. Ea reprezintă limita comportării elastice pentru orice combinație a componentelor tensorului tensiune. Într-un plan care are ca coordonate tensiunile principale, orice punct P (Fig.2.2.5) [Hi1] corespunde unei stări de tensiune  $(\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3)$ .

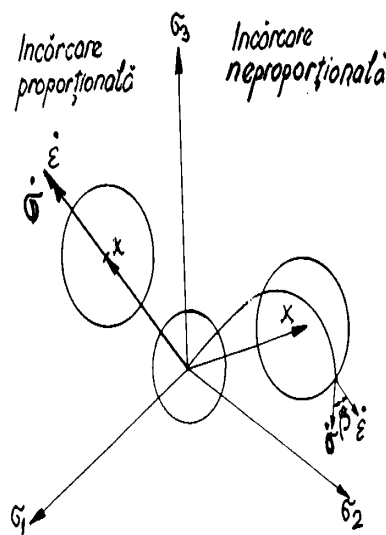


Fig.2.2.4

Vectorul de poziție OP se poate descompune într-o componentă OA (de-a lungul axei Ox), care face unghiuri egale cu axele de coordonate, și o componentă OB, într-un plan denumit "planul  $\pi$ ", perpendicular pe Ox și care trece prin origine. Suprafețele de curgere sunt paralele cu linia hidrostatică OA (caracterizată de  $\sigma_1 = \sigma_2 = \sigma_3$ ). Intersecția suprafeței de curgere cu planul  $\pi$  reprezintă curba de curgere.

Criteriul de curgere Mises are ca reprezentare geometrică un cerc (sfera) în planul tensiunilor principale sau cel al deviatorilor tensiunilor principale, sau o elipsă în planul tensiunilor  $\sigma_{11} - \sigma_{12}$ :

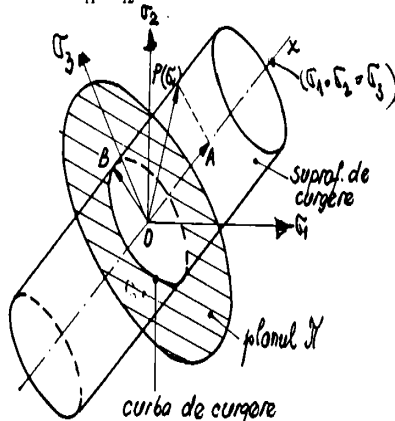


Fig.2.2.5

$$f = \sigma_y - \frac{1}{3} \sigma_T = 0 \quad (2.2.6)$$

unde  $\sigma_y = \sigma_y$  reprezintă limita de curgere la tracțiune monoaxială.

$$f = \sigma_{eq} - \sigma_y = 0 \quad (2.2.7)$$

Reprezentarea geometrică a criteriului von Mises în planul deviatorilor este dată în Fig.2.2.6

Cele mai multe analize elastoplastice utilizează criteriul Mises pentru că are avantajul că este reprezentat de o singură

funcție și prezintă o suprafață netedă (fără colțuri).

Un alt criteriu utilizat în analize este criteriul Tresca (Fig.2.2.7). Dezavantajul acestuia îl prezintă prezența colțurilor. Conform acestuia:

$$\begin{aligned} & \text{Max}[\sigma_1 - \sigma_2, \sigma_1 - \sigma_3, \sigma_2 - \sigma_3] = \sigma_y \text{ sau:} \\ & f = [(\sigma_1 - \sigma_2)^2 - \sigma_y^2][(\sigma_2 - \sigma_3)^2 - \sigma_y^2][(\sigma_3 - \sigma_1)^2 - \sigma_y^2] = 0 \end{aligned} \quad (2.2.8)$$

#### 2.2.2 Regula de curgere

O dată ce s-a stabilit că într-un punct din material a apărut curgerea sub acțiunea unui increment de deformare totală, atunci devine necesar să se împartă această creștere a deformării totale în componentele sale elastice și plastice și să se precizeze evoluția lor ulterioară. Aceasta se realizează cu ajutorul unei reguli de curgere.

Regula acceptată în cele mai multe cazuri este numită condiția de normalitate și

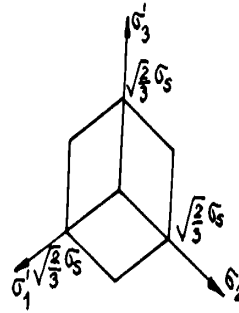
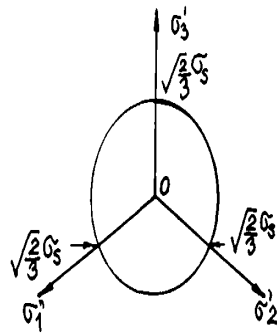


Fig.2.2.7

stipuleaza ca pe masura ce starea de tensiune a materialului (care are ca reprezentare o suprafata), vine în contact și "înțeapa" suprafata de curgere, creșterea în deformarea plastica care rezulta se produce de-a lungul normalei exterioare la suprafata de curgere în punctul de penetrație.

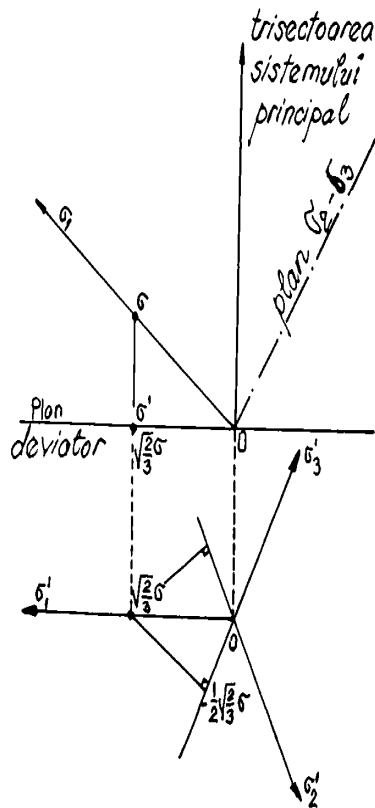


Fig.2.2.6

### 2.2.3 Regula de întarire (ecruisaj)

Al treilea concept, necesar pentru a defini comportarea elastoplastica a unui material care prezinta întarire este regula de întarire, care în general consta din 2 elemente:

- mai întâi, precizeaza ecrusarea (întarirea materialului) în fiecare punct, la o istorie arbitrara a încarcerii;
- în al doilea rând, furnizeaza modul de modificare a suprafetei de curgere în timpul curgerii plastice.

Deși s-a stabilit experimental ca modificarea suprafetei poate include și formarea de "colțuri" sau puncte conice teșite și ca aceasta poate suferi o deformare generala (dupa cum se va prezenta la paragraful 2.4), expansiune și translație, regula de curgere ține seama de obicei doar de unul, cel mult doua

dintre aceste fenomene.

### 2.2.4 Sinteza modelelor clasice de comportare plastica

Exista mai multe modele pentru modificarile consecutive ale formei și poziției suprafetei de încarcare. În cadrul de față se va prezenta modelul întaririi izotropice și cinematica. În acest scop se vor recapitula anumite noțiuni de baza, necesare pentru abordarea modelelor de întarire.

#### 1) Modelul întaririi izotropice

Acest model a fost propus de Hill [Hi1] și Hodge [Ho1] și este cel mai popular. El este cel mai simplu de aplicat în analiza computerizata, necesitând cea mai mica cantitate de date stocate. Se bazeaza pe teoria Mises și regula de curgere asociata. Modificarea întaririi

622/13

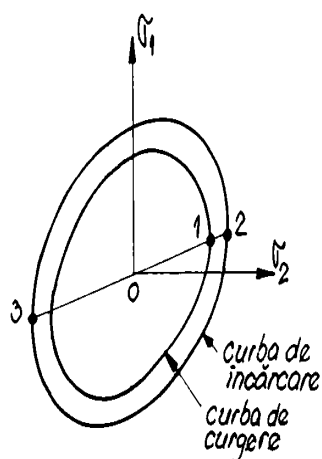


Fig.2.2.8

se poate obține prin relatarea unei valori a intensității deformației plastice la un punct de pe curba caracteristică la întindere monoaxială; deci o simplă încercare la întindere este suficientă pentru determinarea parametrilor regulii de întărire. Este ușor de aplicat și convenabilă pentru utilizarea metodei elementului finit.

În Fig.2.2.8 se prezintă în spațiul tensiunilor bidimensional, suprafața de curgere și cea corespunzătoare stării de încărcare, pentru cazul ca starea de tensiune se modifică de la cea corespunzătoare punctului 1 la cea corespunzătoare punctului 2. La descărcare și încărcare în sens invers, curgerea se va produce în punctul 3.

Acest model este însă în contradicție cu observația lui Bauschinger, conform căreia, la reîncărcarea la compresiune, curgerea se produce la o tensiune mai mică decât cea la care s-ar fi produs în cazul solicitării inițiale la compresiune.

Funcția suprafeței de încărcare se poate scrie:

$$f = f_Y(\bar{\sigma}) - \Gamma(R) \tag{2.2.9}$$

unde  $f_Y$  indică forma criteriului limitei de elasticitate, iar  $\Gamma$  introduce ecruisajul prin intermediul relației dintre forța termodinamică  $R$  și variabila de ecruisaj aleasă ( $p$  sau  $w_p$ ).

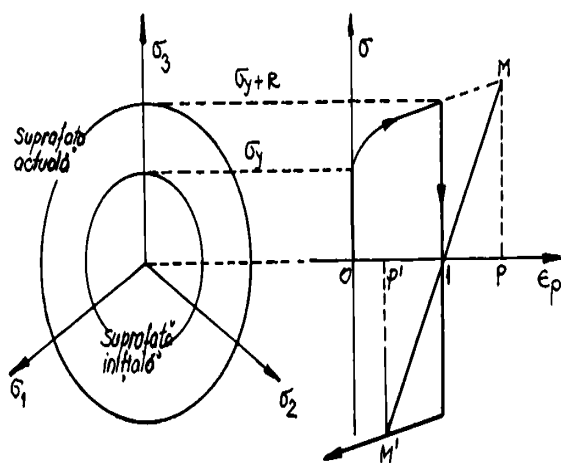


Fig.2.2.9

În Fig.2.2.9 este dată reprezentarea întăririi izotrope în spațiul tensiunilor și în cazul solicitării de tracțiune-compresiune, pentru  $f_Y(\sigma) = \sigma_Y$  și  $\Gamma(R) = R$ . Ea arată de asemenea de ce deformația plastică cumulată poate fi utilizată ca variabila ecruisajului izotrop: punctele  $M$  și  $M'$  corespund aceleiași stări (reversate) și

aceleiași deformații plastice cumulate:  $OI + IP = OI + IP'$ .

2) modelul întăririi cinematice liniare

Utilizând acest model, se poate cuprinde și efectul Bauschinger. Acest lucru se poate observa în Fig.2.2.10 (în spațiul tensiunilor) și Fig. 2.2.11, la solicitarea de întindere compresiune. Variabila de ecruisaj  $\bar{X}$  este de natura tensorială; ea indică poziția actuală a suprafeței de încărcare. Funcția suprafeței de curgere se exprimă astfel:

$$f = f_Y(\bar{\sigma} - \bar{X}) - k \tag{2.2.10}$$

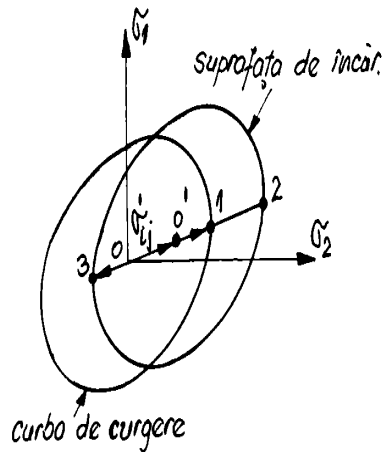


Fig.2.2.10

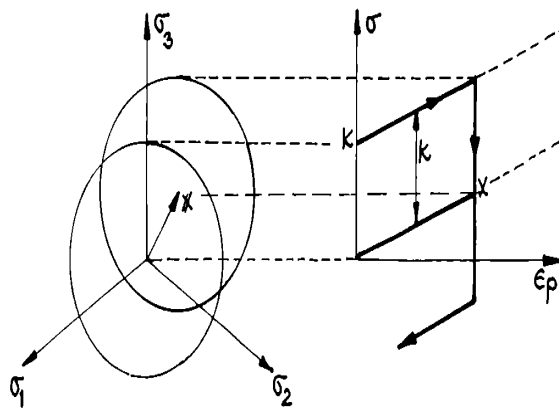


Fig.2.2.11

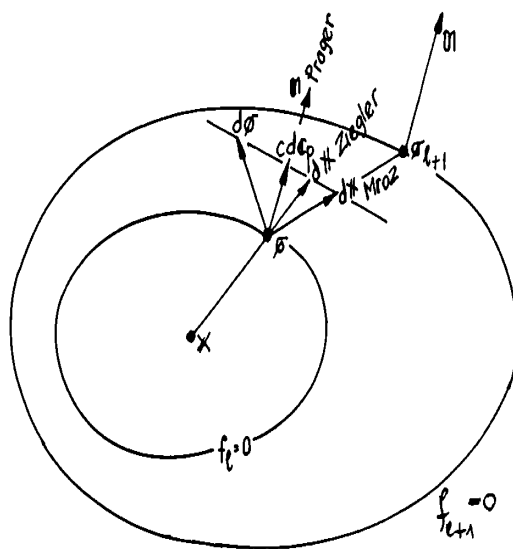


Fig.2.2.12

rotirea suprafeței de curgere.

unde  $k$  reprezintă limita de elasticitate, diferită în general de  $\sigma_y$  utilizată la ecrusajul izotrop. În contrast cu întărirea izotropică, această teorie stipulează că suprafața de curgere își păstrează forma și orientarea în raport cu originea în planul tensiunilor, dar se translatează ca un corp rigid în timpul deformației plastice.

Acest concept a fost propus inițial de Ishlinski [Ih1] și Prager [Pr1], independent, și este utilizat în foarte multe modele: [Bo9], [Kr4], [Mi2], [Mo3], [Ha3], [Ca1], [Le1], [St3], [Ha4], [Lu1], [Mi3].

Prager arată că suprafața de curgere suferă o translație pe direcția de creștere a deformației plastice (Fig.2.2.11). Legea utilizată de Prager este:

$$d\epsilon^p = d\lambda \cdot \frac{\partial f}{\partial \sigma} \quad (2.2.11)$$

$$d\tilde{X} = C_p d\epsilon^p$$

unde  $d\lambda$  reprezintă multiplicatorul plastic.

Ziegler a propus o modificare a regulii lui Prager, sugerând că legea de ecrusaj este:

$$d\tilde{X} = (\tilde{\sigma} - \tilde{X}) d\mu \quad (2.2.12)$$

unde  $d\mu$  este un multiplicator care se determină din condiția de consistență  $df = 0$ . În acest caz nu mai este valabilă condiția de normalitate, deplasarea  $d\tilde{X}$  făcându-se pe direcția vectorului  $(\tilde{\sigma} - \tilde{X})$ , adică pe direcția vectorului care leagă centrul suprafeței de curgere cu starea de tensiune curentă (Fig.2.2.12).

Modelul cinematic prezentat a fost îmbunătățit de Baltow și Sawczuk [Bs1], care au introdus deformația și



### Limitele modelelor de ecrusaj clasice

În afara de modelele de ecrusaj prezentate, care pot modela anumite aspecte ale comportării materialelor, mai există fenomene ce trebuie avute în vedere la stabilirea modelului de comportare plastică. În continuare se va face o scurtă trecere în revista a acestora.

#### 1) Efectul sollicitărilor ciclice

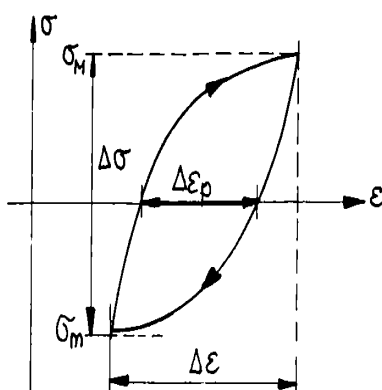


Fig.2.2.13

În cazul sollicitărilor ciclice, majoritatea metalelor și aliajelor își schimbă proprietățile de ecrusaj pe măsura creșterii numărului de cicluri. Se poate produce, funcție de material, temperatura și starea inițială, întărire sau înmuiere ciclică.

În Fig.2.2.13 se prezintă cantitățile care se folosesc în general pentru analiza rezultatelor încercărilor ciclice, ele referindu-se la ciclul stabilizat. Înmuirea ciclică se manifestă când amplitudinea  $\Delta\sigma$  scade în cursul ciclurilor succesive cu controlul amplitudinii deformației (Fig.2.2.14,a), sau când amplitudinea deformației  $\Delta\epsilon$  crește în

încercarea cu controlul amplitudinii tensiunii (Fig.2.2.14,b).

În Fig.2.2.15,a și b se prezintă fenomenele care au loc în cazul materialelor ce prezintă întărire ciclică.

Dacă încărcarea nu este complet alternantă (Fig.2.2.16,a și b), pot apărea fenomene suplimentare. La tensiuni impuse nesimetrice se poate produce o acomodare (se ajunge la ciclul stabilizat) sau, cel mai frecvent, un efect de deformare progresivă (clichetare), adică o creștere a deformației cu  $\delta\epsilon$  la fiecare ciclu, chiar și în regim stabilizat. La aceste două observații corespund, în cazul deformației impuse, fenomenele de relaxare (tensiunea medie a ciclului scade cu fiecare ciclu) sau ne-relaxare a tensiunii medii (Fig.2.2.16,c și d).

Solicitările ciclice pot produce de asemenea o deplasare a suprafeței de curgere. În Fig.2.2.17 se prezintă deplasarea curbei de curgere pe direcția pe care a avut loc presolicitarea ciclică. Cele trei poziții deplasate ale curbei se obțin după presolicitare ciclică de răsucire, tracțiune-compresiune și combinată ( $\sqrt{3}\tau/\sigma = 1$ ). În toate aceste cazuri,  $\Delta_{ech} = 1$  [1s].

#### 2) Imbatrânirea

Acest fenomen se poate produce la metale și aliaje, în anumite condiții de temperatură. Materialele la care s-a făcut referire până acum au fost considerate stabile, adică proprietățile caracteristice nu variază în timp. Pentru exemplificare se prezintă în Fig.2.2.18 două teste: unul înainte (a) și altul după îmbatrânire (b). Dacă răspunsurile materialului OAB și OA'B' (Fig.2.2.18,c) diferă, atunci s-a produs îmbatrânirea.

În afara de fenomenele expuse mai sus, care nu pot fi modelate prin ecrusajul izotrop sau cinematic liniar, mai rămân imposibil de modelat și anizotropia și supraecrușarea produsă de încărcările aplicate în antifază, care trebuie introduse printr-o întărire ne-cinematică anizotropă. Aceste aspecte vor fi discutate în paragraful 2.4.

### 2.3 Analiza comparativă a noilor modele de comportare plastică

Conceptul de plasticitate independentă de timp poate să facă predicții destul de corecte pentru tensiunile și deformațiile din structuri la încărcare monotona, folosind modelul cu încărcare izotropă și liniar cinematică, prezentate la paragraful 2.2.

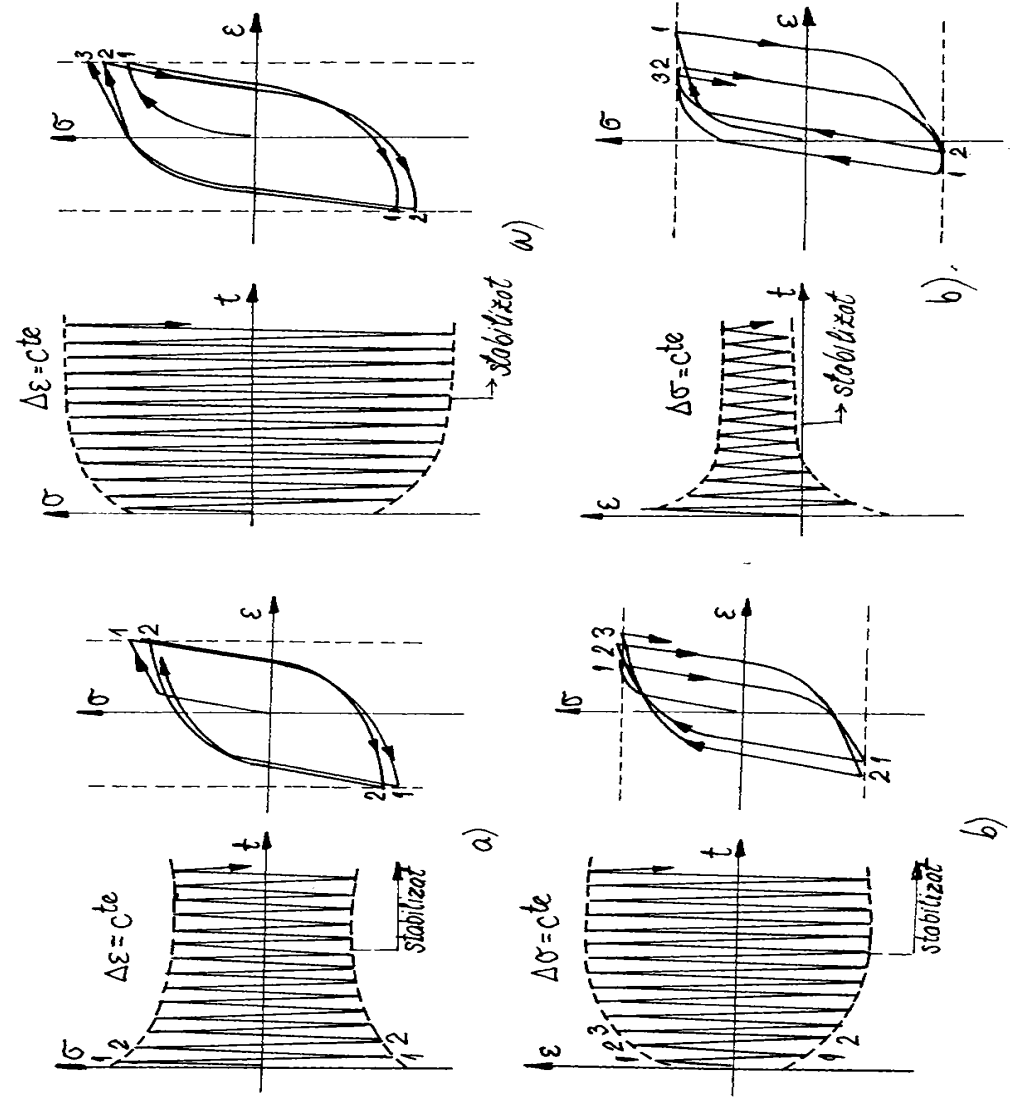


Fig.2.2.14

Fig.2.2.15

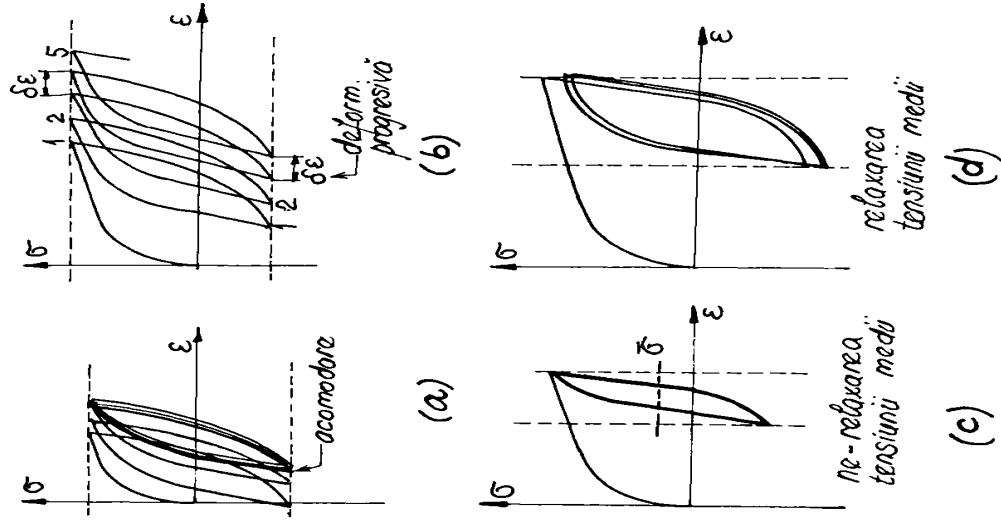


Fig.2.2.16

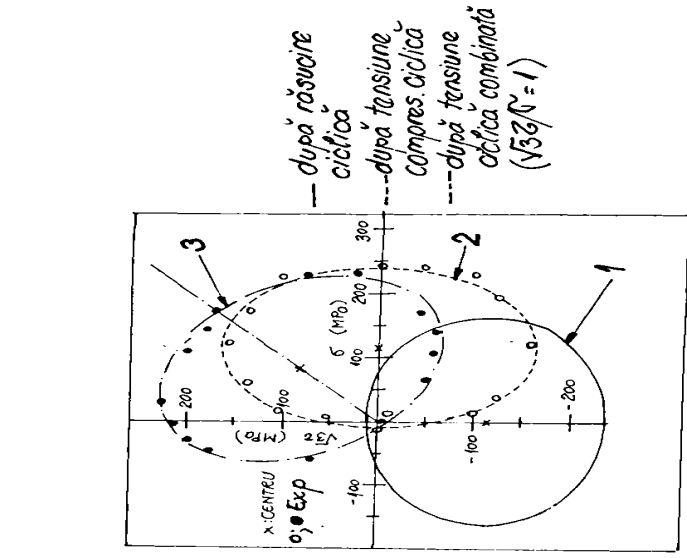


Fig.2.2.17

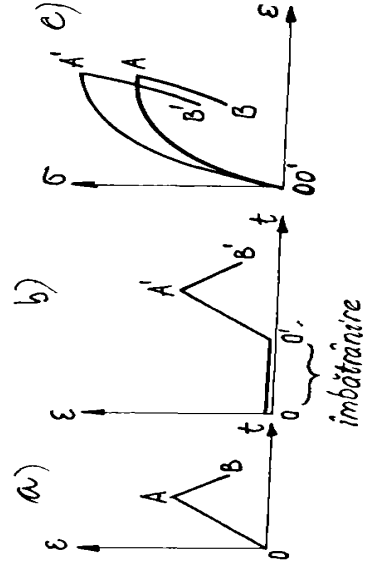


Fig.2.2.18

Ca urmare a necesității de a stabili tensiunile și deformațiile în cazuri mai complexe, în ultimul timp au aparut mai multe modele constitutive. Din punct de vedere al conceptelor termodinamice pe care se bazează, acestea se pot clasifica în 2 categorii.:

- 1) starea prezenta depinde de istoria și de valorile actuale ale variabilelor observabile (deformație totală, temperatură, etc)- formând teoriile ereditare;
- 2) starea prezenta a materialului depinde doar de valoarea prezenta a aceleași variabile observabile ca la punctul 1) și de valorile setului de variabile interne.

Primul concept a fost utilizat de [Va1], [Va2] în dezvoltarea teoriei endocronice, de [Kr2] în vâscoplasticitate, etc.

Al doilea tip de tratare este abordat în multe feluri, pentru a generaliza conceptele clasice ale întaririi izotropice și cinematice:

- folosind modelul substraturilor multiple (Besseling), [Mj1];
- modelul suprafețelor de curgere multiple (Mroz), [Mr0];
- modelul cu 2 suprafețe, [Da2], [Kr3];
- modelul cu ecuații diferențiale, [Af1], [Mk1], [Ch2]-[Ch12].

Toate modelele (teoriile) de mai sus considera descompunerea deformației totale în cele 2 componente, ceea ce pentru teoria micilor deformații înseamnă:

$$\bar{\epsilon} = \bar{\epsilon}^e + \bar{\epsilon}^p \quad (2.3.1)$$

O alta trasatura comuna este folosirea conceptului de suprafața de curgere, care în spațiul tensiunilor este data de:

$$f = f(\bar{\sigma}, \text{ecruisaj}) = 0 \quad (2.3.2)$$

curgerea plastica producându-se pentru  $f = 0$ , iar  $f < 0$  reprezintă domeniul elastic; se accepta de asemenea ipoteza de normalitate (relația (2.2.11) și Fig.2.2.2).

Se considera doar regulile de curgere asociate (în care suprafața de curgere coincide cu suprafața de încărcare (sau suprafața potențialului plastic, cum mai este numita).

A treia trasatura comuna o reprezintă criteriul de încărcare- descarcare (subspațiul  $f > 0$  este exclus). La temperatura constantă, curgerea plastica se produce doar dacă vectorul

de încărcare:  $\frac{\partial f}{\partial \bar{\sigma}} : d\bar{\sigma} > 0$ . În caz contrar se produce descarcare elastica (Fig.2.2.3,a).

Toate modelele menționate sunt considerate o generalizare sub o anumită formă, a regulii cinematice introduse de Prager prin care suprafața de curgere este descrisă prin:

$$f = \Phi(\bar{\sigma} - c\bar{\epsilon}^p) - k = 0 \quad (2.3.3)$$

În acest caz, translația suprafeței de curgere este data de tensorul cinematic al tensiunii (întâlnit în literatura și sub denumirea de tensor de revenire, de așezare sau de odihna):

$$\dot{\bar{X}} = c\dot{\bar{\epsilon}}^p, \quad d\bar{X} = c d\bar{\epsilon}^p \quad (2.3.4)$$

Multiplicatorul plastic  $d\lambda$  care intervine în (2.2.11) se determina din condiția de consistență  $f = df = 0$ . Din relațiile (2.2.11) și (2.3.4) rezulta:

$$df = \frac{\partial f}{\partial \bar{\sigma}} : d\bar{\sigma} - c d\lambda \cdot \frac{\partial f}{\partial \bar{\sigma}} : \frac{\partial f}{\partial \bar{\sigma}} = 0 \quad (2.3.5)$$

Impunând condiția de curgere și criteriul încărcare- descarcare se obține:

$$d\lambda = H(f) \cdot \frac{\left( \frac{\partial f}{\partial \bar{\sigma}} : d\bar{\sigma} \right)}{c \left( \frac{\partial f}{\partial \bar{\sigma}} \right) : \frac{\partial f}{\partial \bar{\sigma}}} \quad (2.3.6)$$

unde  $H$  este funcția Heaviside,  $H(u) = 0$  dacă  $u < 0$  și  $H(u) = 1$  dacă  $u > 0$ , iar parantezele sunt definite prin:  $\langle u \rangle = u \cdot H(u)$ . Dacă se notează cu  $\vec{n}$  vectorul unitar al normalei exterioare la suprafața de încărcare:

$$\vec{n} = \frac{\frac{\partial f}{\partial \vec{\sigma}}}{\left[ \frac{\partial f}{\partial \vec{\sigma}} : \frac{\partial f}{\partial \vec{\sigma}} \right]^{1/2}} \quad (2.3.7)$$

atunci modulul de întărire constant "c" din (2.3.5) este:

$$c = \frac{d\vec{\sigma} : d\vec{\varepsilon}^p}{d\vec{\varepsilon}^p : d\vec{\varepsilon}^p} \quad (2.3.8)$$

### 2.3.1 Modelul Besseling

Modelul izotrop și cel cinematic nu reușesc să prevadă ce se întâmplă în domeniul "aproape plastic", pentru încărcări reversate și neproporționale. De aceea au apărut alte modele care au fost implementate în programele de analiză structurală computerizată. Unul dintre acestea este modelul Besseling.

Acesta presupune că materialul constă din mai multe componente separate care au aceeași istorie a deformației. Se presupune că diferitele componente sunt amestecate omogen. Fiecare componentă are o anumită limită de curgere și ocupă o anumită fracțiune din volumul total. Utilizarea unei singure componente ar duce la o comportare elastică-perfect plastică a materialului; utilizarea a două componente duce la un model identic cu cel cu întărire cinematică cu o curbă caracteristică biliniară; utilizarea a mai multor componente duce la un model în care curba este aproximată printr-o serie de segmente. Modelul are numeroase denumiri: al subvolumelor (substraturilor mecanice) multiple sau modelul White-Besseling.

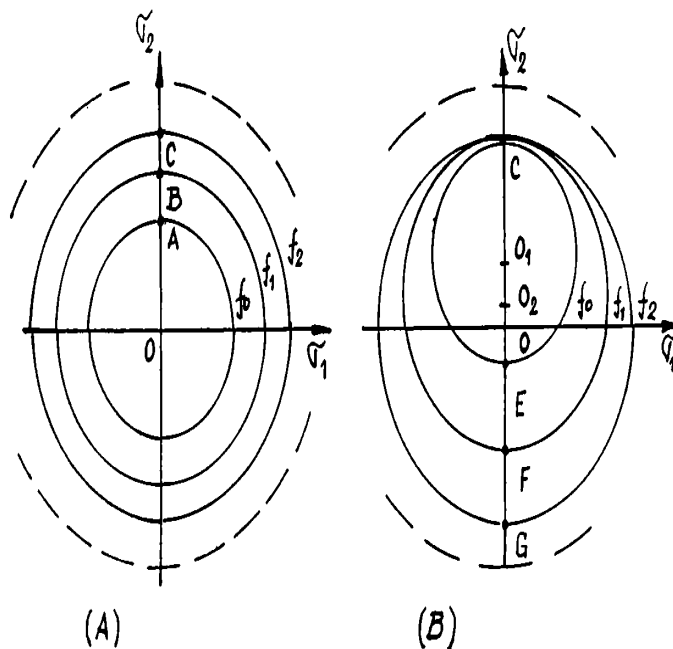


Fig.2.3.1

În Fig.2.3.1 se prezintă schematizarea modelului, iar în Fig.2.3.2, comportarea acestui model pentru cazul unidimensional. Întrucât toate componentele sunt supuse aceleiași tensiuni,

limita de proporționalitate a compozitului va fi aceea corespunzătoare celei mai slabe dintre componente. Celelalte dintre componente mai pot prelua însă încărcări suplimentare, deci compozitul va prezenta întarire liniară după o curbă tensiune- deformație liniară pe porțiuni.

În contrast cu teoria cinematică, aceasta generează la momentul curgerii la încărcare reversată, un modul de întarire egal cu cel de la curgerea inițială, deci în concordanță cu observațiile experimentale.

### 2.3.2 Modelul Mroz

O extindere a modelului anterior a fost propusă de Mroz [Mr0] și Iwan [Iw1] astfel încât să poată reproduce întărirea materialelor în condiții ciclice de solicitare. În acest model (ca și cel anterior), curbă tensiune deformație a unui material izotrop se reprezintă prin "n" segmente liniare de modul tangent plastic constant, ca în Fig.2.3.2.

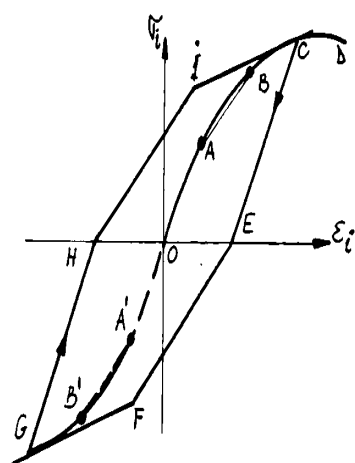


Fig.2.3.2

Această modelare este conformă regulii lui Masing la încărcarea ciclică. Conform acesteia, la închiderea ciclului în punctul C, ramura GHIC se poate deduce homotetic printr-un factor egal cu 2 din curbă inițială la tracțiune, OABC (Fig.2.3.2) [Cr1], [Kj1].

Generalizarea multiaxială este obținută utilizând hipersuprafețele  $f_0, f_1, \dots, f_j$ , unde  $f_0$  este suprafața inițială de curgere iar  $f_1, \dots, f_j$  reprezintă regiuni separate cu modul de întarire constant. (Fig.2.3.1) În timpul încărcării plastice între suprafața  $f_j$  și  $f_{j+1}$ , suprafața de încărcare (activă) este  $f_j = 0$ , iar toate suprafețele interioare ( $f_0, \dots, f_{j-1}$ ) sunt tangente în punctul de încărcare. Ecuația fiecărei suprafețe este descrisă de relația:

$$f_j = J_2(\bar{\sigma} - \bar{X}_j) - R_j = 0 \quad (2.3.9)$$

unde  $X_j$  și  $R_j$  reprezintă centrul actual și dimensiunea suprafeței "j". Suprafețele nu se pot intersecta, dar pot ajunge în contact și apoi se deplasează împreună, pe direcția normalei exterioare comune în punctul respectiv (Fig.2.2.12 și Fig.2.3.1):

$$d\bar{X}_j = d\mu_j(\bar{\sigma}_{j+1} - \bar{\sigma}) \quad (2.3.10)$$

unde multiplicatorul  $d\mu_j$  este:

$$d\mu_j = H(f_j) \frac{(\bar{n} : d\bar{\sigma})}{\bar{n} : (\bar{\sigma}_{j+1} - \bar{\sigma})} \quad (2.3.11)$$

Regula de translație (2.3.10) se aplică tuturor suprafețelor interioare.

Dacă se consideră și întărirea izotropă suprapusă peste cea cinematică, parametrul  $k$  din relația (2.2.10) poate depinde de deformația plastică acumulată,  $k_j = k_j(\lambda)$ , cu:

$$\lambda = \int (d\bar{\epsilon}^p : d\bar{\epsilon}^p)^{1/2} \quad (2.3.12)$$

În cazul aplicării criteriului Mises, pentru  $i < j$ , relația devine:

$$f_i = J_2(\bar{\sigma} - \bar{X}_i) - k_i(p) \quad (2.3.13)$$

unde  $p$  este deformația plastică acumulată iar  $J_2$  corespunde tensiunii octaedrice.

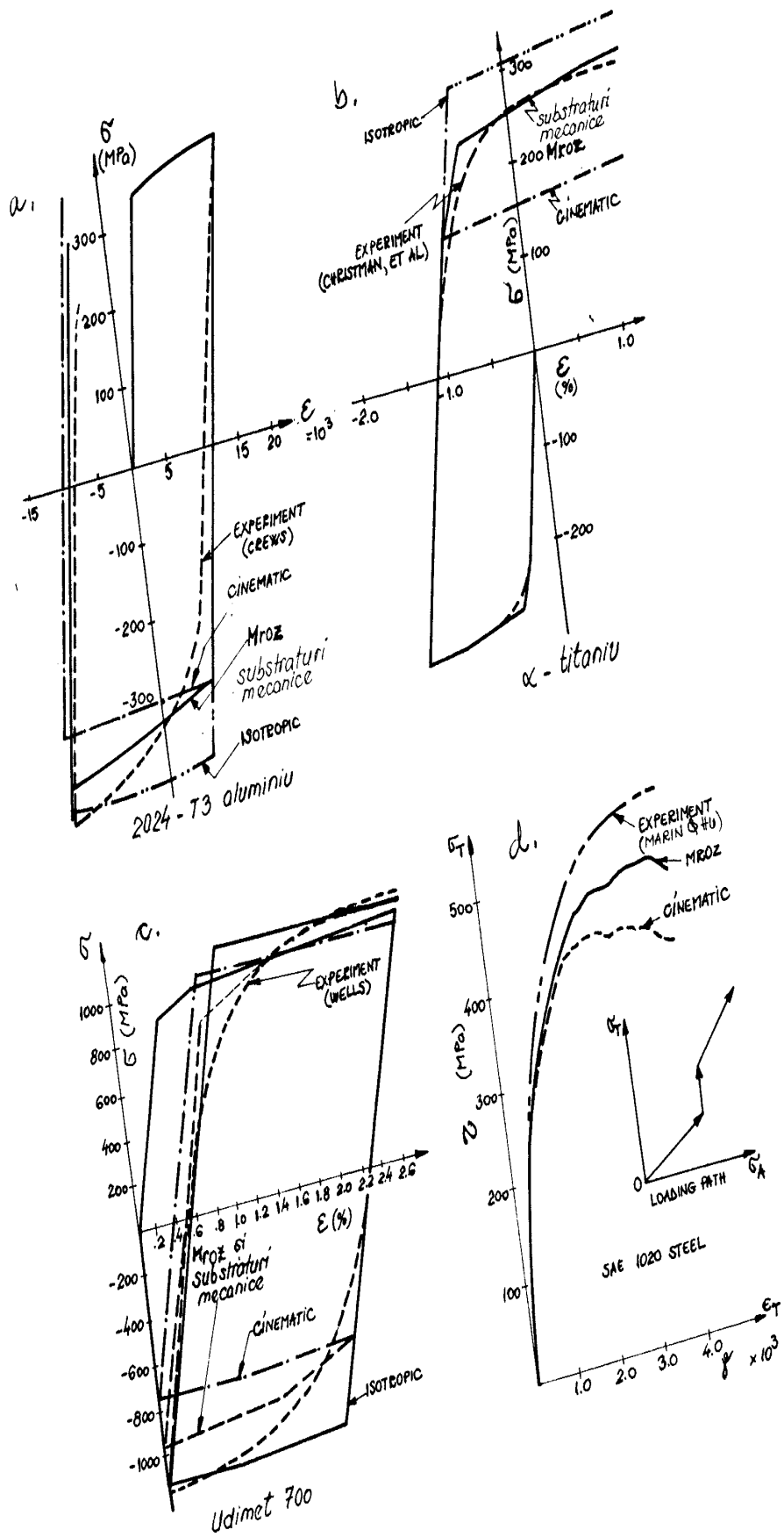


Fig.2.3.3

$$d\varphi = \frac{2}{3}(d\bar{\varepsilon}^p : d\bar{\varepsilon}^p)^{1/2} \quad (2.3.14)$$

$$J_2(\bar{\sigma} - \bar{X}_i) = \left[ \frac{3}{2}(\bar{\sigma}' - \bar{X}'_i) : (\bar{\sigma}' - \bar{X}'_i) \right]^{1/2} \quad (2.3.15)$$

Coefficienții 2/3 și 3/2 din relațiile de mai sus sunt aleși astfel pentru a ușura identificarea ecuațiilor multiaxiale cu cele de la întindere simplă.

Deci, relațiile de baza ale modelului Mroz sunt:

$$d\bar{\varepsilon}^p = \frac{3 H(f_j)}{2 c_j \bar{\chi}_j^2} \langle (\bar{\sigma}' - \bar{X}'_j) : d\bar{\sigma} \rangle (\bar{\sigma}' - \bar{X}'_j) \quad (2.3.16)$$

$$d\bar{X}_i = d\mu_i (\bar{\sigma}_{j+1} - \bar{\sigma}), \quad i \leq j \quad (2.3.17)$$

$$d\mu_i = H(f_i) \left( 1 - \frac{1}{c_i} \sqrt{\frac{2}{3} \frac{\partial k_i}{\partial \lambda}} \right) \frac{\langle (\bar{\sigma}' - \bar{X}'_i) : d\bar{\sigma} \rangle}{(\bar{\sigma}' - \bar{X}'_i) : (\bar{\sigma}_{j+1} - \bar{\sigma})} \quad (2.3.18)$$

Teoria prezentată mai sus [Mr0]- [Mr3] a suferit modificări ulterioare pentru a putea modela degradarea materialului [Mr4], fluajul anizotrop [Mr5] și pentru aplicarea fluajului anizotrop la încărcări ciclice, [Mr6]. Posibilitățile de exprimare a comportamentului materialelor au fost exploatate de mulți cercetători, mai ales pentru modelizarea încărcărilor ciclice neproporționale [Md4], [Gi1], [La1], [La2], [Da1].

Intr-o serie de lucrări s-a dezvoltat conceptul unei familii de suprafețe de încărcare, distincte, care includ suprafața de curgere, pentru reguli de întărire arbitrară. Acesta este aplicat de [Ph0], [Ju1], [Ei1], [Ha1], [Re1], [Mj1] și îmbunătățit pentru a fi valabil și în condiții de încărcare anizotermă [Oh1].

Pentru a trage câteva concluzii, în Fig.2.3.3, a,b,c,d se prezintă o comparație între posibilitățile diferitelor modele de a simula curbele experimentale de încărcare monoaxială ale diferitor metale:  $\alpha$ -titan, 2024-T3 aluminiu, Udimet-700, precum și curbele (experimentale, cu modelul Mroz și modelul cinematic) obținute pentru o cale neproporțională de încărcare biaxială, prezentată de asemenea în figura [Hu1]. Se poate vedea că modelul Mroz și cel al substraturilor dau rezultate mai apropiate de curba experimentală.

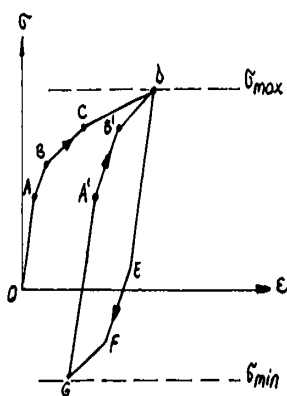


Fig.2.3.4

În condiții de încărcare asimetrică ( $\sigma_{\max} \neq \sigma_{\min}$ ), modelul nu poate prezice deformarea progresivă. Pentru condiții ciclice stabile (toate valorile  $k_i$  sunt constante), indiferent de tensiunea medie, apare o acomodare imediată după primul ciclu (Fig.2.3.4)

### 2.3.3 Modelul celor 2 suprafețe

Unul din dezavantajele modelului Mroz este acela al numărului mare de suprafețe necesare pentru descrierea materialului real. Fiecare suprafață necesită stocarea unei variabile tensoriale (cu maxim 6 componente) și una scalară.



Din acest motiv s-au dezvoltat câteva modele care utilizează doar 2 suprafețe (suprafața de curgere și suprafața limita), obținând aceleași proprietăți specifice ca modelul Mroz. Dintre cele mai reușite modele de acest tip sunt cele ale lui Dafalias și Popov [Da1], [Da2].

În acestea, câmpul de module de întărire  $c_i$  din modelul Mroz, este înlocuit cu un modul plastic generalizat,  $K$ :

$$K = K(\delta, \delta_{in}) \quad (2.3.19)$$

depinzând de distanța  $\delta$  (Fig.2.3.5) între starea prezenta de tensiune  $\sigma$  (pe suprafața de curgere  $f = 0$ ) și starea de tensiune  $\bar{\sigma}$  (de pe suprafața limita  $\bar{f} = 0$ ), având ambele aceeași normala,  $\bar{n}$ . Modulul  $K$  ia valori între  $K_0 = K_0(0, \delta_{in})$  și  $\infty$ . Cu  $\bar{X}$  și  $\bar{X}$  s-au notat centrele acestor suprafețe, notațiile cu punct corespunzând vitezelor de modificare ale marimilor respective (în figura, pentru simplitate, s-au omis tildele de deasupra simbolurilor tensorilor).

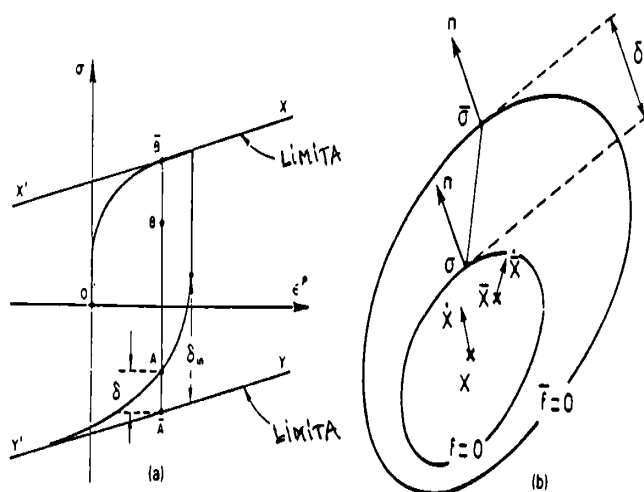


Fig.2.3.5

Cantitatea  $\delta_{in}$  reprezintă valoarea lui  $\delta$  la inițierea unui proces de încărcare și măsura cât de departe este starea materialului față de cea limita; aceasta se modifică la fiecare reversare, dar este constantă în timpul curgerii plastice; astfel,  $\delta_{in}$  este asociat cu cel mai recent eveniment de încărcare- descărcare. Reactualizarea sa permanentă este destul de dificilă, mai ales în cazul încărcărilor complexe.

Relațiile de bază ale modelului sunt prezentate pe scurt în cele ce urmează:

- regula de curgere: conform condiției de normalitate:

$$\begin{aligned} d\bar{\epsilon}^p &= \frac{1}{k} \langle \bar{n} : d\bar{\sigma} \rangle \bar{n} \\ d\lambda &= \frac{1}{K} \langle d\bar{n} : d\bar{\sigma} \rangle \end{aligned} \quad (2.3.20)$$

- modificările izotropice ale celor 2 suprafețe sunt introduse prin variabila internă  $\lambda$ , ca funcții omogene de gradul 1 în tensiune:

$$f = \Phi(\bar{\sigma} - \bar{X}) - k(\lambda) = 0 \quad (2.3.21)$$

$$\bar{f} = \Phi(\bar{\sigma} - \bar{X}) - \bar{k}(\lambda) = 0$$

- în situația de contact (asimptotică) a suprafeței de curgere și cea a suprafeței limita, în punctul de contact acestea au aceeași normală exterioară,  $\bar{n}$ , ca în modelul Mroz; deci, regula de translație pentru suprafața limita este:

$$d\bar{X} = d\tilde{X} - d\mu(\bar{\sigma} - \tilde{\sigma}) \quad (2.3.22)$$

- translația suprafeței de încărcare este data de:

$$d\tilde{X} = K_* \frac{d\lambda}{\bar{n} \cdot \bar{v}} \quad (2.3.23)$$

$$K_* = K - \frac{1}{\left(\frac{\partial f}{\partial \bar{\sigma}}; \frac{\partial f}{\partial \bar{\sigma}}\right)^{1/2}} \frac{\partial k}{\partial \lambda} \quad (2.3.24)$$

unde  $\bar{v}$  este vectorul unitar al direcției de deplasare, iar  $K_*$  se determina din condiția de consistență ( $df = 0$ ) a suprafeței de curgere.

Multiplicatorul  $d\mu$  din relația (2.3.22) se determina din condiția de consistența a suprafeței limita ( $d\bar{f}=0$ ).

Prin comparație cu modelul Mroz, se constata 3 diferențe importante:

- se utilizeaza doar 2 suprafețe;
- translația suprafeței de curgere este mai generala, dar trebuie specificat  $v$  în relația (2.3.23);
- funcția  $K(\delta, \delta_m)$  definește o tranziție lentă elasto-plastica printr-un modul plastic continuu variabil.

#### 2.3.4. Modelul Krieg

Acest model definește de asemenea 2 suprafețe, ambele putând sa sufere transformari izotropice și cinematice, însă pentru definirea suprafețelor sunt folosite funcții omogene de gradul II [Kr3]:

$$f = (\bar{\sigma}' - \bar{X}') : (\bar{\sigma}' - \bar{X}') - R^2 = 0 \quad (2.3.25)$$

$$\bar{f} = (\bar{\sigma}' - \bar{X}') : (\bar{\sigma}' - \bar{X}') - R^2 = 0 \quad (2.3.26)$$

Curgerea plastica se produce când  $f = 0$ ,  $\frac{\partial f}{\partial \bar{\sigma}} : d\bar{\sigma} \geq 0$  și evoluția deformației plastice

este:

$$d\bar{e}^p = d\lambda \frac{\partial f}{\partial \bar{\sigma}} = 2 d\lambda (\bar{\sigma}' - \bar{X}') \quad (2.3.27)$$

Deformația plastica acumulata este:

$$d\bar{p} = \left(\frac{2}{3} d\bar{e}^p : d\bar{e}^p\right)^{1/2} = 2 \sqrt{\frac{2}{3}} R d\lambda \quad (2.3.28)$$

In model se definește direct translația și expansiunea suprafeței de curgere prin ecuațiile diferențiale:

$$d\bar{X} = b(1 - \beta)(\bar{\sigma}' - \bar{\sigma}') d\bar{p} \quad (2.3.29)$$

$$dR = b\beta \frac{(\bar{\sigma}' - \bar{\sigma}') : (\bar{\sigma}' - \bar{\sigma}')}{R} d\bar{p} \quad (2.3.30)$$

$$d\bar{X} = \sqrt{\frac{2}{3}} c(1-\gamma) d\bar{\epsilon}^p \quad (2.3.31)$$

$$d\bar{R} = c\gamma d\bar{\epsilon}^p \quad (2.3.32)$$

unde  $b$ ,  $\beta$ ,  $c$ ,  $\gamma$  sunt coeficienți dependenți de material.

Multiplicatorul plastic  $d\lambda$ , determinat și în acest caz din condiția de consistență  $df = 0$ , are expresia:

$$d\lambda = \frac{\langle \bar{n}; d\bar{\sigma} \rangle}{2\sqrt{\frac{2}{3}} b \cdot R \bar{n} : (\bar{\sigma}' - \bar{\sigma}')} \quad (2.3.33)$$

Aceasta formulare are însă 2 inconveniente:

- nu există o limitare a întăririi izotropice a suprafeței limita ( $R$ ), ceea ce nu permite o stabilizare în cazul solicitării ciclice;
- există puține grade de libertate în cazul încărcării uniaxiale, după cum se poate constata în cazul când suprafața limita este fixă ( $c = 0$ ). Spre exemplu, în cazul întinderii simple, relațiile (2.3.29) și (2.3.30) se reduc la:

$$d\sigma = b(\bar{\sigma} - \sigma) d\bar{\epsilon}^p \quad (2.3.34)$$

iar pentru  $\sigma = ct$ , soluția este:

$$\sigma = \bar{\sigma} + (\sigma_0 - \bar{\sigma}) e^{-b\bar{\epsilon}^p} \quad (2.3.35)$$

### 2.3.5 Modelul de întărire cinematică neliniară Chaboche

În capitolele precedente, comportarea plastică ciclică a materialului a fost considerată în termenii întăririi cinematice. Neliniaritatea în modelele prezentate a fost introdusă în particular: prin mai multe variabile (Mroz) sau printr-o procedură specială de actualizare (Dafalias-Popov), care duce la probleme de consistență în cazul încărcărilor complexe.

Chaboche introduce o abordare intermediară, în care întărirea cinematică neliniară este introdusă direct prin alegerea formei ecuațiilor diferențiale care guvernează variabilele cinematice. Noțiunea de suprafață limita nu mai este necesară, dar ea apare de la sine din modelul propus. Ca urmare a aplicării acestor ecuații, rezultă un modul de întărire variabil.

Ecuatiile de bază ale modelului sunt:

- suprafața de curgere, conform criteriului Mises:

$$f = J_2(\bar{\sigma} - \bar{X}) - R - k = 0 \quad (2.3.36)$$

- unde  $\bar{X}$  și  $R$  sunt variabilele cinematice respectiv izotropice care definesc poziția și mărimea suprafeței de curgere ( $k$  este mărimea inițială a acesteia, dacă  $R(0) = 0$ , ca în Fig.2.3.6).
- curgerea plastică se face conform regulii de normalitate:

$$d\bar{\epsilon}^p = d\lambda \frac{\partial f}{\partial \bar{\sigma}} = \frac{3}{2} d\lambda \frac{\bar{\sigma}' - \bar{X}'}{R + k} \quad (2.3.37)$$

Multiplicatorul plastic  $d\lambda$  se deduce din regula de întărire prin impunerea condiției de consistență în momentul curgerii plastice:  $f = df = 0$ .

Modificările întăririi cinematice liniare au fost pentru prima dată introduse de Armstrong și Frederik [Afl], care au propus utilizarea unei memorii "trecătoare" a

deformației (în sensul ca se poate "pierde" de-a lungul caili de încărcare) [Ma1], [Ma2]:

$$d\tilde{X} = \frac{2}{3}c d\tilde{\epsilon}^p - \gamma \tilde{X} dp \quad (2.3.38)$$

unde  $c$  și  $\gamma$  sunt constante de material.

Noutatea acestui model constă în introducerea termenului de "reamintire" (sau de apel), al II-lea termen din relația (2.3.38), proporțional cu  $X$  și incrementul de deformație plastică cumulată,  $dp$ :

$$dp = \left( \frac{2}{3} d\tilde{\epsilon}^p : d\tilde{\epsilon}^p \right)^{1/2} = d\lambda \quad (2.3.39)$$

Din condiția de consistență  $df = 0$  rezulta, în cadrul criteriului Mises:

$$dp = d\lambda = \frac{1}{h} \left\langle \frac{3}{2} \frac{\tilde{\sigma}' - \tilde{X}'}{R+k} : d\tilde{\sigma} \right\rangle \quad (2.3.40)$$

$$h = c - \frac{3}{2} \gamma \tilde{X} : \frac{\tilde{\sigma}' - \tilde{X}'}{R+k} \quad (2.3.41)$$

Avantajul prezentat constă în aceea că dependența liniară (de tip Prager) dintre ecruisaj și deformația plastică este eliminată. Pentru a încorpora această modelare cinematică, trebuie renunțat la plasticitatea asociată și trebuie ales un potențial de curgere  $F$ , diferit de expresia suprafeței de încărcare,  $f$ :

$$F = J_2(\tilde{\sigma} - \tilde{X}) + \frac{3}{4} \frac{\gamma}{c} \tilde{X} : \tilde{X} - k = f + \frac{3}{4} \frac{\gamma}{c} \tilde{X} : \tilde{X} \quad (2.3.42)$$

$$d\tilde{\epsilon}^p = \frac{\partial F}{\partial \tilde{\sigma}} : d\tilde{\sigma} = \frac{3}{2} \frac{\tilde{\sigma}' - \tilde{X}'}{J_2} : d\tilde{\sigma} \quad (2.3.43)$$

$$d\tilde{\alpha} = -\frac{\partial F}{\partial \tilde{\sigma}} : d\tilde{\sigma} = d\tilde{\epsilon}^p - \frac{3}{2} \frac{\gamma}{c} \tilde{X} dp \quad (2.3.44)$$

Utilizând același potențial termodinamic ca pentru legea de întărire Prager rezulta:

$$\tilde{X} = \rho \frac{\partial \Psi}{\partial \tilde{\alpha}} = \frac{2}{3} c \tilde{\alpha} \quad (2.3.45)$$

$$d\tilde{X} = \frac{2}{3} c d\tilde{\alpha} = \frac{2}{3} c d\tilde{\epsilon}^p - \gamma \tilde{X} dp \quad (2.3.46)$$

Integrarea acesteia pentru cazul monoaxial, cu  $X(0)=0$ , conduce la expresia:

$$X = \frac{c}{\gamma} (1 - e^{-\gamma \epsilon}) \quad (2.3.47)$$

În timpul curgerii plastice ( $f=0$ ), potențialul  $F$  nu este nul decât dacă  $X=0$ :

$$F = \frac{3}{4} \frac{\gamma}{c} X : X \quad (2.3.48)$$

Pentru cazul uniaxial, din (2.3.41), (2.3.43) și (2.3.26) rezulta:

$$f = |\sigma - X| - R - k, \quad h = c - \gamma X \pm (\sigma - X) \quad (2.3.49)$$

$$dp = |d\epsilon_p| = \frac{1}{h} (\pm (\sigma - X) d\sigma)$$

În condițiile inițiale, cu  $X(0) = 0$ , ecuația de evoluție a lui  $X$  implică (din cauza incompresibilității deformațiilor plastice) că  $X = X'$  (este un deviator).

Una din caracteristici este aceea ca modelul corespunde unei formulări clasice cu 2 suprafețe (Fig.2.3.6).

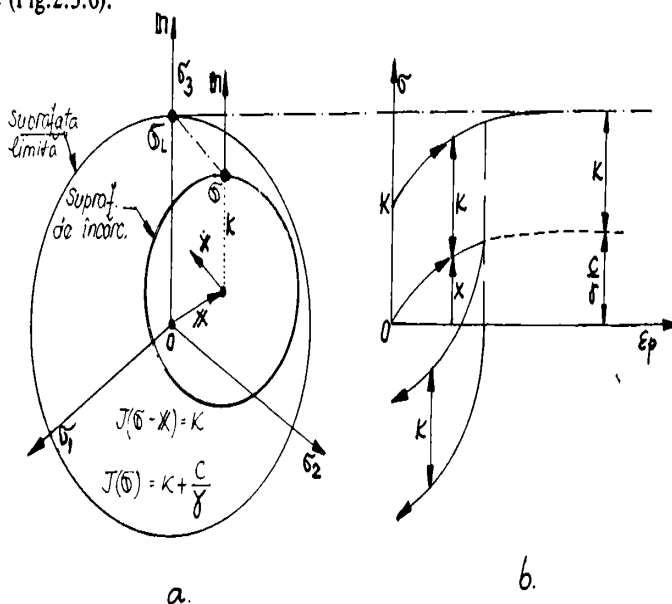


Fig.2.3.6

Spre deosebire de teoriile care postuleaza apriori existența suprafeței limita, ea decurge într-o manieră directă în acest caz, din alegerea legii de evoluție cinematică.

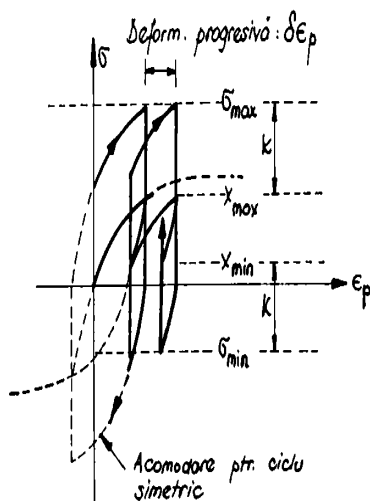


Fig.2.3.7

O altă proprietate a modelului este aceea ca asculta de ipoteza de baza a formulării lui Mroz, fiind un model cu 2 suprafețe, dar cu evoluție continuă a modulului de ecrusaj.

Existența suprafeței limita permite descrierea efectului de deformare progresivă în cazul întinderii-compresiunii și întinderii-rasucirii. De aici apar unele consecințe:

- la cicluri cu controlul tensiunii, răspunsul modelului este stabilizat după primul ciclu;
- stabilizarea ciclică nu este posibilă decât pentru tensiuni simetrice, altfel apare deformarea progresivă. Acest lucru se poate urmări, pentru cazul întinderii-compresiunii, în Fig.2.3.7.

Modelul poate da, în afara formei buclei stabilizate, relația între amplitudinile tensiunii și

deformației plastice pentru ciclul stabilizat:

$$\frac{\Delta \sigma}{2} = X_{med} + k = \frac{c}{\gamma} \ln\left(\gamma \frac{\Delta \epsilon^p}{2}\right) + k \quad (2.3.50)$$

Domeniul de validitate al modelului se poate extinde prin suprapunerea mai multor variabile cinematice:

$$\tilde{X} = \sum_{i=1}^m \tilde{X}_i \quad (2.3.51)$$

Fiecare variabilă  $\tilde{X}_i$  poate evolua independent, cu o regulă de tip neliniar; una dintre ele poate fi liniară:

$$d\tilde{X}_m = \frac{2}{3} c_m d\tilde{\epsilon}^p \quad (2.3.52)$$

Pentru cazul încărcării proporționale, modelul este integrabil explicit.

#### Cazul temperaturii variabile

Aceste relații se pot utiliza și pentru condiții de temperatura variabilă. Influența temperaturii asupra curgerii plastice se poate considera în 2 moduri [Ch4]:

- prin mărirea suprafeței de curgere; în acest caz  $k$  din relația (2.3.36) depinde de temperatura;
- prin ecuația de evoluție a centrului suprafeței de curgere (spre exemplu, coeficienții  $c$  și  $\gamma$  din (2.3.38) depind de temperatura).

Aplicând relațiile utilizate la prezentarea conceptului termodinamic (2.1.8) la regula de întărire cinematică neliniară, se obține pentru suprafața de curgere:

$$\Psi = \Psi_c + \Psi_p + \frac{1}{\rho} W(r, T) \quad , \quad R = W'(r) \quad (2.3.53)$$

$$g = J_2(\bar{\sigma} - \bar{X}) - R - k + \frac{3\gamma}{4c} \bar{X} : \bar{X} = f + \frac{3\gamma}{4c} \bar{X} : \bar{X} \quad (2.3.54)$$

unde  $\rho$  este masa volumică,  $\bar{\alpha}$  este variabila internă a deformației asociată centrului  $\bar{X}$  al domeniului elastic iar  $r$  este variabila izotropă asociată lui  $R$ . Coeficienții  $c$ ,  $\gamma$  și  $k$  depind de temperatura.

Variabilele asociate au expresiile:

$$d\bar{\epsilon}^p = d\lambda \frac{\partial g}{\partial \bar{\sigma}} = \frac{3}{2} d\lambda \frac{\bar{\sigma}' - \bar{X}'}{J_2(\bar{\sigma} - \bar{X})} \quad (2.3.55)$$

$$d\bar{\alpha} = -d\lambda \frac{\partial g}{\partial \bar{\sigma}} = d\bar{\epsilon}^p - \frac{3}{2} \frac{\gamma}{c} \bar{X} : d\lambda \quad (2.3.56)$$

$$dr = -d\lambda \frac{\partial g}{\partial R} = d\lambda = dp = \left( \frac{2}{3} \bar{\epsilon}^p : \bar{\epsilon}^p \right)^{1/2} \quad (2.3.57)$$

Dupa selectarea variabilelor  $\bar{\epsilon}^p, \bar{\alpha}, p, T$  ca variabile de stare independente, pentru a stabili întărirea cinematică în cazul temperaturii variabile, se va aplica relația (2.3.54) și relația (2.3.46);  $p$  reprezintă variabila întăririi izotropice.

Prezenta alegere a variabilelor de stare are un suport fizic: întărirea este un rezultat al substructurii dislocațiilor și a incompatibilităților deformațiilor intergranulare. În cazul unei dilatare uniforme, dacă temperatura se modifică brusc, nu apar schimbări în substructura.

Utilizând relațiile (2.3.53) și (2.3.56) rezulta:

$$\bar{X} = \frac{2}{3} c \bar{\epsilon}^p - \gamma \bar{X} p + \frac{1}{c} \frac{\partial c}{\partial T} \bar{X} T \quad (2.3.58)$$

Această alegere este foarte importantă pentru aplicațiile în care temperatura variază ciclic [Ch1], [Wal].

Folosind acest model cu variabile interne se pot descrie (prin particularizare) și modelele prezentate anterior (Besseling, Mroz, modelul cu 2 suprafețe).

Există și alte modele similare celui expus mai sus [Ch4]. Modelul Lee și Zaverl [Lz1], spre exemplu, utilizează de asemenea variabile interne secundare și primare.

### Suprapunerea mai multor modele cinematice

Cu toate îmbunătățirile aduse de introducerea întăririi cinematice neliniară față de cea liniară, chiar și aceasta furnizează o descriere insuficientă dacă domeniul deformațiilor este mare. Neliniaritatea curbei tensiune-deformație intervine doar într-un domeniu intermediar, cel al deformațiilor elastoplastice; la deformații mai mici comportarea este liniar elastică cu o proastă reprezentare a tranziției elastoplastice, iar la deformații mari, valoarea limită se atinge prea rapid.

Această insuficiență se poate remedia prin introducerea superpoziției mai multor variabile, de exemplu în relația (2.3.51), unde fiecare variabilă cinematică  $X_i$  are legea ei proprie de evoluție (liniară sau neliniară).

Gradele de libertate astfel dobândite permit să se ajungă la reprezentarea oricărui tip de comportament, așa cum este ilustrat în Fig.2.3.8.

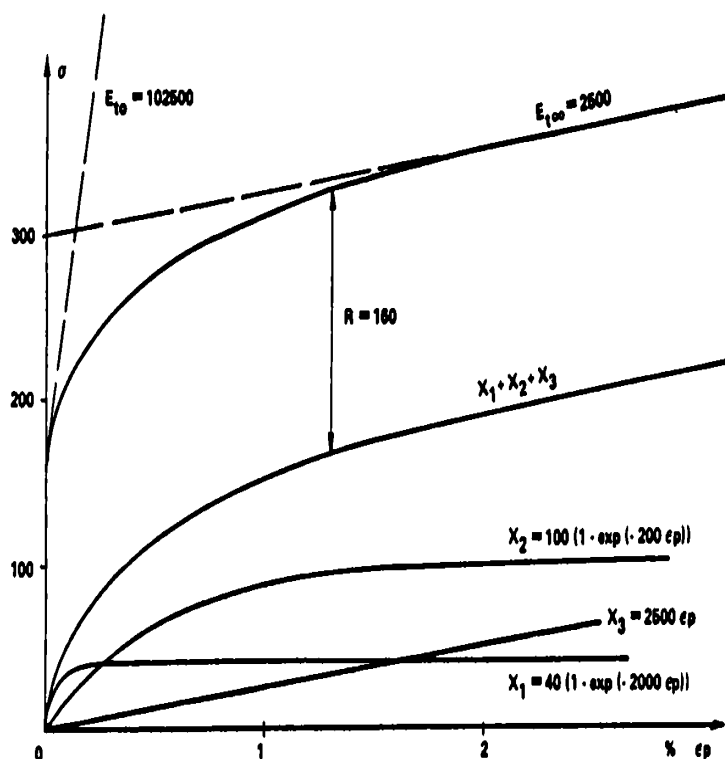


Fig.2.3.8

În general, pentru a îndepărta inconveniențele menționate mai sus, sunt necesare cel mult 3 variabile cinematice. În Fig.2.3.8 apar 2 variabile cinematice neliniare ( $X_1, X_2$ ) și o variabilă liniară ( $X_3$ , cu  $\gamma_3 = 0$ ). Efectul este că și la deformații mari poate apărea o întărire liniară.

Un alt avantaj al unei asemenea suprapuneri este legat de posibilitatea reprezentării deformației progresive care apare în cazul plasticității ciclice. Modelul de bază ar duce la o deformație progresivă mult mai accentuată decât cea observată experimental; suprapunerea unui model liniar elimină acest inconvenient, cel puțin după un anumit număr de cicluri.

### Suprapunerea întăririi izotropice

Întărirea cinematică descrie schimbările rapide care se produc datorită curgerii plastice. În timpul fiecărei jumătăți de ciclu, când se produce descărcarea și încărcarea reversată, dislocațiile se remobilizează. Întărirea cinematică da o descriere a evoluțiilor monotone rapide în fiecare ramură a încărcării ciclice.

Independent de efectul cinematic, acumularea dislocațiilor poate fi reprezentată prin acumularea deformației plastice. Modificările corespunzătoare ale rezistenței materialului se

pot introduce în model prin schimbarea marimii domeniului elastic (întărirea izotropica), adica a marimii tensiunii interne izotrope ( $R$ ) în relația (2.3.36). Ea este direct legata de creșterea densității dislocațiilor, dar poate depinde și de configurația dislocațiilor [Ch4].

Întărirea izotropa corespunde schimbarilor lente din timpul curgerii plastice. Aceasta este dovedita de nivelul scazut al modificării izotropice a suprafeței de curgere în timpul curgerii plastice monotone [Mo2], și de numărul mare de cicluri necesar pentru stabilirea întaririi (înmuierii) ciclice în general.

Aceasta se poate introduce în 2 moduri:

- utilizând evoluția lui  $R$  printr-o funcție  $R(p)$ :

$$dR = b(Q - R)dp \quad (2.3.59)$$

unde  $b$  și  $Q$  sunt 2 constante care indica rapiditatea stabilizării, respectiv valoarea asimptotică corespunzătoare regimului ciclic stabilizat.

Integrând relația (2.3.58) pentru  $R(0) = 0$ , se obține:

$$R(p) = Q(1 - e^{-bp}) \quad (2.3.60)$$

- modificând modulul de întarire în legea de evoluție cinematică: spre exemplu  $c(p)$  sau  $\gamma(p)$  în relația (2.3.46) nu mai sunt constante.

$$d\bar{\epsilon} = \frac{2}{3} c d\bar{\epsilon}^p - \gamma(p) \bar{\epsilon} dp \quad (2.3.61)$$

A doua posibilitate a fost utilizată în [Ma1] și [Ro1]:

$$d\bar{\epsilon} = \frac{2}{3} c_i \bar{\epsilon}^p - \Phi(p) \gamma_i \bar{\epsilon} dp \quad (2.3.62)$$

unde:  $\Phi(p) = \Phi_\infty + (1 - \Phi_\infty)e^{-bp}$  sau:  $\Phi(p) = 1 - (\Phi_\infty - 1)\frac{R}{Q}$  (2.3.63)

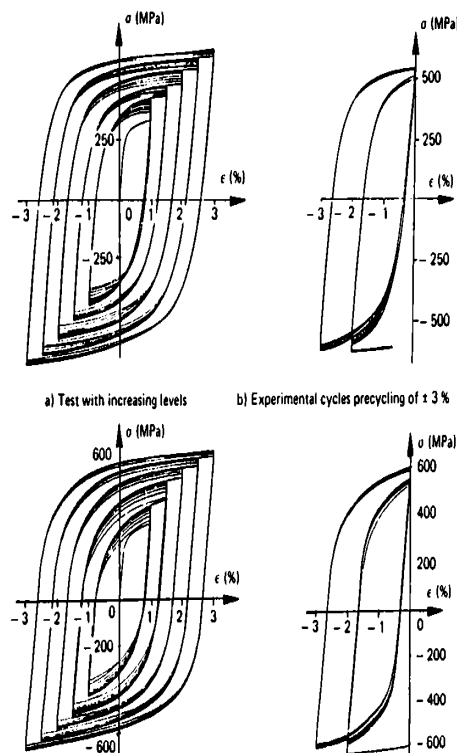


Fig.2.3.9

### Memorarea nivelului de deformare plastică

Câteva observații experimentale au aratat ca valoarea asimptotică a tensiunii în cazul întaririi ciclice poate depinde de istoria sollicitării [Ch6]:

a) din Fig.2.3.9 se observa ca după saturarea întaririi ciclice ( $R = Q$ ), la un anumit nivel (spre exemplu, la amplitudinea deformației  $\mp 1\%$ ), o noua creștere a amplitudinii deformației ( $\mp 1,5\%$ ) produce reînceperea întaririi ciclice (Fig.2.3.9,a) până se atinge un nou nivel de



reproduce acest lucru doar dacă se introduc 2 valori pentru  $Q$ ;  
 b) după o solicitare ciclică la un anumit nivel ridicat ( $\pm 3\%$ ), întărirea corespunzătoare este macar parțial memorizată, iar următorul ciclu stabilizat (de nivel inferior) are amplitudinea tensiunii mult mai mare decât dacă nu ar fi existat solicitarea anterioară (a se compara Fig.2.3.9.a și b). În Fig.2.3.9 c,d sunt prezentate simulările date de model pentru testele din Fig.2.3.9 a,b.

Chaboche [Ch6] a propus un model care exprimă dependența între valoarea saturată  $Q$  și amplitudinea maximă a deformației plastice. Acesta introduce o nouă variabilă de întărire,  $q$ , care memorează amplitudinea maximă a deformației plastice. Conceptul utilizează, în spațiul deformațiilor plastice, o suprafață "memorie", numită "domeniul fără întărire ciclică" [Oh2]:

$$F = \frac{2}{3} J_2(\tilde{\epsilon}^p - \tilde{\xi}) - \rho \leq 0 \quad (2.3.64)$$

unde  $\frac{2}{3} J_2$  reprezintă distanța (norma) între  $\tilde{\epsilon}^p$  și  $\tilde{\xi}$  în spațiul deformațiilor iar  $Q$  este raza suprafeței de memorie (Fig.2.3.10). Curgerea plastică în interiorul domeniului nu modifică starea de memorie ( $\tilde{\xi}$  și  $Q$ ). Aceasta se produce când  $F = 0$  și  $\frac{\partial F}{\partial \tilde{\epsilon}^p} : d\tilde{\epsilon}^p > 0$  :

$$dq = \mu H(F) \langle \tilde{n} : \tilde{n}^* \rangle dp \quad (2.3.65)$$

unde  $\tilde{n}$ ,  $\tilde{n}^*$  sunt normalele exterioare la suprafața de curgere în spațiul tensiunilor ( $f = 0$ ) și cea de memorie în spațiul deformațiilor plastice ( $F = 0$ , Fig.2.3.10), iar  $H$  și parantezele  $\langle \rangle$  au semnificația cunoscută.

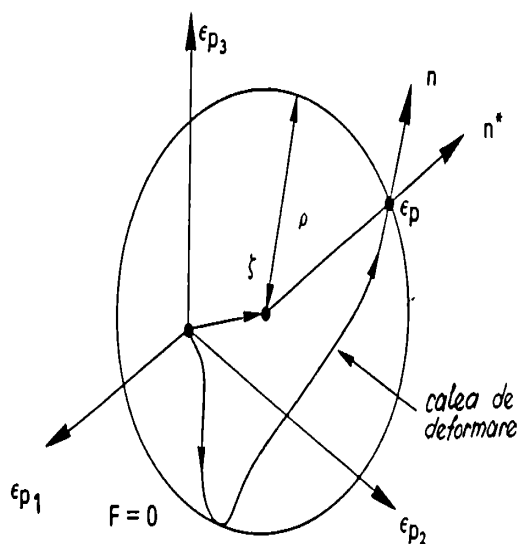


Fig.2.3.10

Pentru  $\mu$  s-a considerat inițial valoarea 1/2; aceasta a fost modificată de [Oh2]:  $\mu = 0 \dots 0,5$  (în [Da3] se consideră valoarea 0,08, iar în [Ch4] se recomandă  $\mu = 0,1$ ).

Legea de evoluție a poziției centrului este:

$$d\xi = \frac{1}{2} \sqrt{\frac{3}{2}} H(F) (\bar{n} : \bar{n}^p) \bar{n}^p dp \quad (2.3.66)$$

Pentru a considera valoarea lui  $Q$  se modifica și legea de întarire izotropica:

$$dR = b(Q-R)dp, \quad dQ = \mu H(F)(Q_0 - Q)dp \quad (2.3.67)$$

unde  $\mu$  și  $Q_0$  sunt constante de material.

La solicitari de întindere- compresiune ciclice cu controlul deformației, răspunsul stabilizat este,  $\rho = \Delta e^p/2$ ,  $\xi = (e_{\max}^p + e_{\min}^p)/2$  și relația de mai sus se poate integra, rezultând:

$$Q(\rho) = Q_0 + (Q_0 - Q_s) e^{-\mu \Delta e^p} \quad (2.3.68)$$

Aceasta ecuație introduce o dependență între domeniul elastic  $R$  și parametrul de memorie  $Q$ .

### 2.3.6 Modelul Ohno- Kachi

Acest model [Oh3] utilizează conceptul unui domeniu de absență a întaririi plastice, ca cel introdus de Chaboche, și presupune existența a doua suprafețe. Regiunea cu absența întaririi permite o stocare progresivă a întaririi izotropice, iar pentru a completa procesul de întarire în cazul răspunsurilor tranzitorii și stabilizate, este utilizată regula cinematică.

În continuare se va prezenta doar forma monoaxială a acestuia, cea multiaxială gasindu-se în [Oh3]:

$$g = (e^p - \xi)^2 - \rho^2 \leq 0 \quad (2.3.70)$$

$$\Gamma = \begin{cases} 1 & \text{dacă } g=0 \text{ și } (e^p - \xi) de^p > 0 \\ 0 & \text{dacă } g < 0 \text{ sau } (e^p - \xi) de^p \leq 0 \end{cases} \quad (2.3.71)$$

$$dp = \eta \Gamma |de^p|, \quad d\xi = (1 - \eta) \Gamma d\xi^p \quad (2.3.72)$$

Suprafețele limita și de încărcare sunt respectiv:

$$\begin{aligned} \bar{f} &= (\bar{\sigma} - \bar{X}) - \bar{k}^2 = 0 \\ f &= (\sigma - X) - k^2 = 0 \end{aligned} \quad (2.3.73)$$

unde  $\bar{\sigma}$  reprezintă starea de tensiune pe suprafața limita, având aceeași normală exterioară ca și cea din punctul de pe suprafața de încărcare actuală ( $\sigma$ ), iar  $\bar{X}$  și  $X$  sunt centrele suprafețelor limita și de încărcare.

Regulile de întarire cinematică și izotropica sunt:

$$\bar{k} = \bar{k}(q) = k_0, \quad dq = \Gamma |de^p| \quad (2.3.74)$$

$$\begin{aligned} d\bar{X} &= [K + (1 - \Gamma) \frac{\partial \bar{k}}{\partial q}] de^p - K \cdot X |de^p| \\ dX &= A(\bar{\sigma} - \sigma) |de^p| \end{aligned} \quad (2.3.75)$$

Dacă se alege soluția unei expresii liniare pentru (2.3.74), iar  $q$  variază de asemenea liniar funcție de  $Q$ , atunci:

$$\bar{k}(q) = \bar{k}_0 + Lq, \quad q = \frac{1}{\eta}(\rho - \rho_0) \quad (2.3.76)$$

În Fig.2.3.11 se prezintă comportarea modelului pentru cazul tracțiune- compresiune și  $K_r=0$ : centrul  $X$  al suprafeței limita se translatează în interiorul a doua regiuni: spre exemplu, după descarcarea din punctul  $B$ ,  $de^p$  își schimbă semnul și  $e^p$  se deplasează în interiorul regiunii fără întărire (nu contribuie la acumularea de întărire ciclică). Atunci  $\Gamma = 0$  și relația (2.3.75) devine relația (2.3.77). În punctul  $C$ , starea de deformare plastică întâlnește suprafața  $g = 0$  și întărirea ciclică crește în continuare. Apoi,  $\Gamma = 1$  și relația are forma (2.3.78).

$$d\bar{X} = \left[ K + \frac{\partial \bar{k}}{\partial q} - K_r \bar{X} \text{sign}(de^p) \right] de^p \quad (2.3.77)$$

$$d\bar{X} = [K - K_r \bar{X} \text{sign}(de^p)] de^p \quad (2.3.78)$$

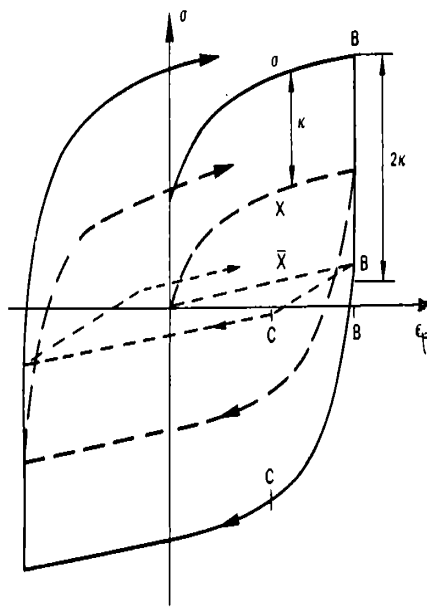


Fig.2.3.11

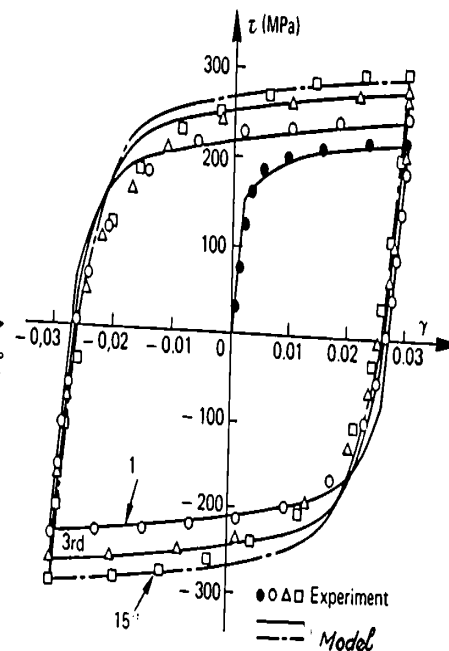


Fig.2.3.12

Această schimbare bruscă în evoluția suprafeței limita nu afectează modulul de întărire, ecuația (2.3.75) asigurând continuitatea evoluției sale.

Modelul este capabil să reproducă mai multe observații experimentale:

- descrie corect curbele de încărcări ciclice și monotone; în Fig.2.3.12 se prezintă aceste curbe pentru cazul răsucirii ciclice alternant simetrică;
- memorează corect nivelul deformației plastice; în Fig.2.3.13 se prezintă evoluția amplitudinii tensiunii tangențiale cu numărul de cicluri, pentru 5 domenii diferite de variație a deformației și a deformației medii (prezentate în medalion). Se observă că modelul reproduce foarte bine punctele experimentale.
- schimbările în amplitudinea tensiunii ciclice pentru încărcări complexe sunt bine prevăzute de model.

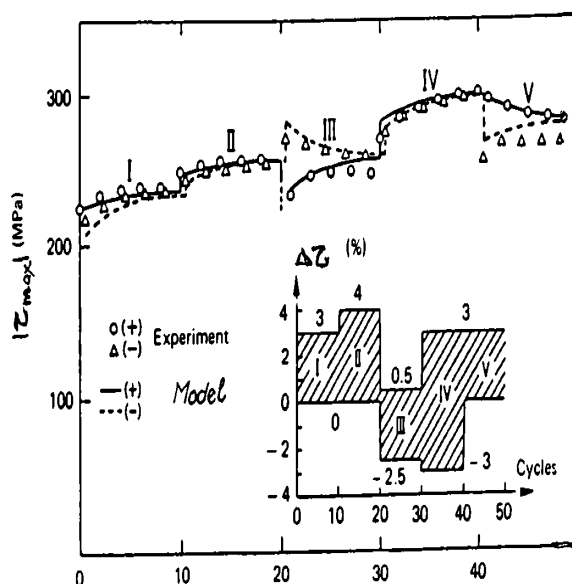


Fig.2.3.13

Se poate arata ca relația (2.3.75) este echivalenta cu regula cinematica neliniara din modelul Chaboche (în condiții stabilizate,  $\Gamma = 0$  și termenul  $k$  este constant).

În condiții tranzitorii, cele 2 reguli sunt diferite din 2 motive:

- în relația (2.3.75) se produce o discontinuitate datorită prezenței lui  $\Gamma$ , când starea plastică întâlnește suprafața fără întărire ciclică. Acest lucru nu se întâmplă în modelul Chaboche;
- întărirea ciclică este introdusă în regula întăririi cinematice ca o funcție de  $q$  (relația 2.3.74). În modelul Chaboche, același efect se obține prin scăderea progresivă a termenului "de apel", ca funcție de deformația acumulată sau de memorizarea deformației plastice (relațiile (2.3.61)-(2.3.63)).

Procesul de memorizare al deformației plastice este identic. Există însă diferențe din punct de vedere al efectului de întărire: în modelul Chaboche, întărirea se introduce prin funcția  $Q$  din legea de evoluție a lui  $R$ . Influența asupra ecuației de curgere a limitei domeniului elastic este contrabalansată de influența termenului "de apel"; în modelul Ohno-Kachi, efectul de saturație este obținut direct prin regula de memorizare.

## 2.4 Studiul modelelor constitutive unificate

### 2.4.1 Interacțiunea plasticitate- fluaj

Teoriile clasice ale plasticității au în general ecuații constitutive bazate pe mecanica mediului continuu, care separă deformația totală într-o parte elastică și o parte plastică, și tratează separat influența fluajului, adică prin 2 modele limitate: de plasticitate și de fluaj.

Primul, după cum s-a arătat la paragraful 2.3, presupune un domeniu elastic definit de o suprafață de curgere,  $f < 0$ , o completa independență de timp și de obicei, condiții de încărcare neutră, de consistență și de normalitate. Aceasta duce la anumite expresii pentru deformația inelastică  $\tilde{\epsilon}^p$  și variabilele de stare  $A_i$ , care presupun un salt brusc al acestor mărimi de la anumite forme, liniare în  $\tilde{\sigma}$  și  $T$ .

Vitezele de fluaj sunt dependente de timp, de obicei fără considerarea unui domeniu elastic, și de aceea se ajunge la deformații inelastice și variabile de stare care au expresii independente de  $\tilde{\sigma}$  și  $T$ , și au variații mici cu valorile  $\tilde{\sigma}$ ,  $T$  și  $A_i$ .

Modelele clasice de plasticitate se comporta insensitiv la scara timpului (astfel provine lipsa evoluției deformației la  $T$  sau  $\tilde{\sigma}$  constant), dar sunt foarte sensibile la variațiile de

tensiune peste anumite limite.

Cum oricare dintre comportările de mai sus poate apare la diferite stadii, sau când comportarea este intermediară, teoria clasică utilizează un model cu superpoziția celor 2, în care  $\tilde{\epsilon}$  și  $A_4$  sunt utilizate cu anumite modificări, ca fiind suma expresiilor din plasticitate, respectiv din fluaj.

Experiența arată însă că între plasticitate și fluaj este o interacțiune. Din acest motiv, au apărut modele și studii matematice care să includă reprezentarea influenței deformațiilor plastice ciclice asupra comportării ulterioare la fluaj și invers, reprezentarea comportării elastoplastice considerând influența fluajului anterior sau a perioadelor de relaxare [Pu1]-[Pu6].

Legarea fenomenului de fluaj se face printr-o ecuație de stare care conține tensiunea, temperatura și ca variabilă de stare - o măsură a ecrusării acumulate datorită deformațiilor plastice anterioare.

La început, ecuațiile propuse au legat fluajul de deformația plastică doar prin observația că deformațiile de fluaj anterioare cresc domeniul răspunsului elastic (întărirea izotropă limitată). Apoi s-a trecut la alte modele care au permis ca întărirea izotropă să se schimbe continuu cu deformația inelastică (plastică + de fluaj) acumulată.

Investigațiile ulterioare legate de o serie de cercetări experimentale uniaxiale și multiaxiale [Ro1], [Pu6] au arătat că deformația plastică reversată reduce rezistența la deformații ulterioare de fluaj în același mod ca și când deformațiile reversate s-ar datoră fluajului [Co1]. Ca atare s-au modificat relațiile pentru fluaj în condiții de tracțiune-compresiune, astfel încât ecrusarea datorată de fluaj a devenit dependentă de toate deformațiile reversate (plastice și de fluaj).

Mai recent s-a ținut cont și de comportarea la solicitări ciclice cu controlul deformației, când ciclul conține și un timp de menținere la amplitudinea maximă a deformației. În această situație se produce relaxare, după cum se poate vedea în Fig.2.4.1,a unde ciclul stabilizat (nr.9) se găsește în interiorul primului ciclu. În cazul în care fluajul și mișcarea cinematică a suprafeței de curgere nu sunt cuplate, apare, conform Fig.2.4.1,b, o permanentă deplasare a curbei, ceea ce nu corespunde realității. O descriere satisfăcătoare se obține prin cuplarea celor 2 fenomene (Fig.2.4.1,c), ceea ce întărește încrederea în rezultatele obținute prin teoriile de acest gen.

Aceste observații au sugerat că deformația plastică și de fluaj trebuie în primul rând să fie controlată de un mecanism unic și trebuie tratată într-o manieră unificată.

Există un mare număr de mecanisme fizice care pot produce apariția neliniarităților la scară microscopică, chiar și evitând considerarea procesului de degradare; neliniaritățile pot proveni din alunecarea, urcarea dislocațiilor, alunecarea la marginea graunților, etc. Întărirea poate proveni din interacțiunea dintre dislocații sau dislocații-precipitate.

În relațiile constitutive uzuale, toate aceste surse de deformație sunt considerate împreună și ca efect mediu, utilizându-se o singură componentă inelastică care descrie comportarea omogenizată.

Procedura de modelizare începe de la observarea comportării mecanice pe epruvete și prin considerații generale asupra mecanismului care produce deformația.

Abordarea în cadrul termodinamicii permite însă raționalizarea alegerii variabilelor. În aceste modele, trăsăturile comune sunt potențialul vâscoplastice și definiția curgerii vâscoplastice din regula de normalitate.

În ultimii ani, în literatura de specialitate au apărut un număr foarte mare de formulări de ecuații constitutive elastovâscoplastice. Ele sunt numite "unificate" pentru că deformațiile inelastice sunt reprezentate și tratate printr-o singură ecuație cinetică (regula de curgere) și un set discret de variabile interne. În acest concept, fluajul, relaxarea și curgerea plastică reprezintă diferite manifestări ale deformației inelastice dependente de timp, sub anumite condiții de încărcare, și deci cu anumite răspunsuri caracteristice.

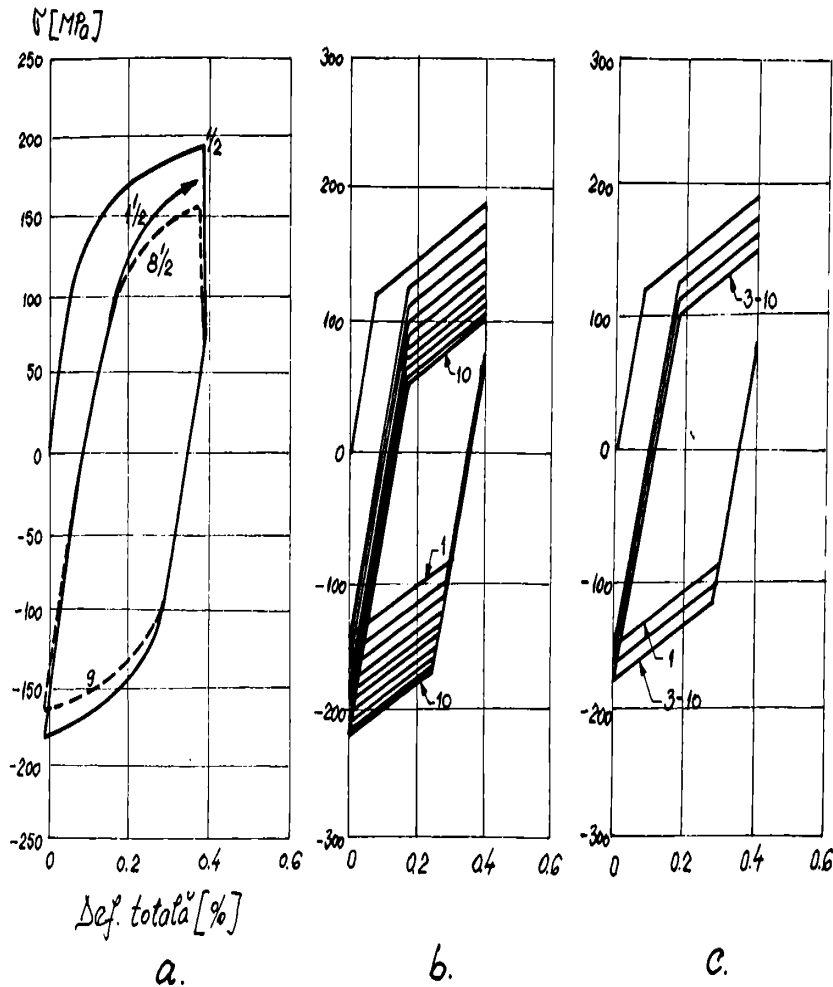


Fig.2.4.1

Ecuțiile constitutive pentru materialul elastovâscoplastic pot fi formulate cu sau fără utilizarea unui criteriu de curgere.

Teoriile care nu utilizează un criteriu de curgere sunt cele ale lui Bodner [Bo1]-[Bo10], Walker [Wa1], Miller [Mi1], Krieg, Swearngen & Rhode [Kr1]. Intrucât aceste modele nu conțin un domeniu complet elastic, funcția care descrie evoluția deformației inelastice trebuie să aibă proprietatea de a fi extrem de mică pentru nivele scăzute ale tensiunii.

Pentru teoriile cu o suprafață de curgere,  $\tilde{\epsilon}^p$  este identică cu zero până când o funcție invariantă de tensiune ajunge la o valoare prescrisă. Aceasta funcție este, prin definiție independentă de evoluția deformației. Pentru tensiuni ce ajung și depășesc limita de curgere,  $\tilde{\epsilon}^p$  și  $\tilde{\sigma}$  sunt legate funcțional. Căile de încărcare și descărcare peste limita elastică sunt controlate de condiția de încărcare prin ecuații constitutive.

#### 2.4.2. Clasificarea regulilor de curgere

Din regulile de curgere prezentate până acum, doar unele pot fi considerate și în cadrul modelelor unificate.

Regula Prandtl-Reuss asociată criteriului Mises este dubitabilă în cazul încărcărilor neproporționale; problema este dacă tensorul ratei deformației plastice este coaxial cu deviatorul tensorului tensiune în cazul căilor de încărcare neproporționale. Constatările experimentale, substanțiale, au arătat că acest lucru nu este adevărat [De1], [La1], [De2], deci legea nu se poate aplica pentru încărcări neproporționale [La2], [Ph1], [Md1], [Md3], [Mo1], [Mo1], [Be1].

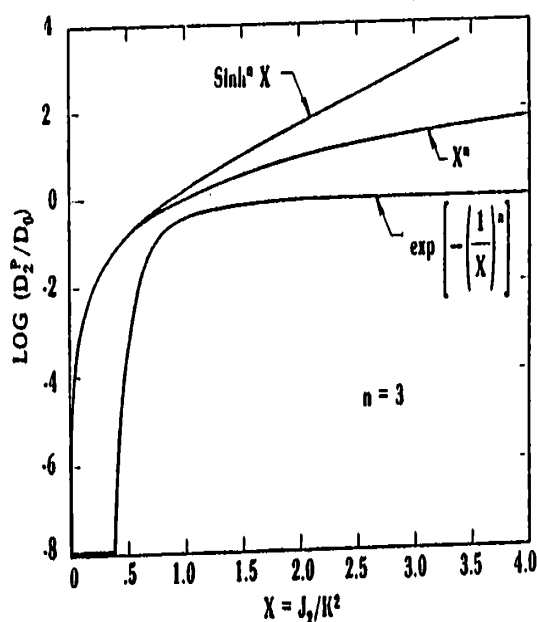
Ecuția (2.2.12) reprezintă regula de curgere asociată în cazul întăririi cinematice; astfel,  $X_{ij}$  ar putea avea următoarele funcții:

- să țină cont de întărirea direcțională (efect Bauschinger multidimensional) și necoaxialitatea între  $\epsilon_{ij}^p$  și  $X_{ij}$  în cazul cailor de încărcare neproportională;
- să reprezinte efectele deformației plastice reversate (fluaj reversat, etc).

Ecuția (2.2.11) arată că vectorul vitezei deformației plastice este normal la suprafața de curgere dacă aceasta este netedă, și are direcția gradientului funcției scalare  $f$ . Aici  $\lambda$  este o constantă de proporționalitate care poate depinde de tensiune, incrementul tensiunii, deformație sau chiar de istoria încărcării (condiția de normalitate a lui Drucker).

Multiplicatorii plastici  $\lambda$  sunt presupuși să reprezinte proprietățile stării inelastice legate de rezistența la curgerea plastică, cum ar fi întărirea și degradarea. În general ei sunt dependenți de temperatura, sub una din formele [Mm1]:

$$\begin{aligned}\lambda &= \lambda(\sigma'_{ip}, K, T) \\ \lambda &= \lambda(\sigma'_{ip}, K, X'_{ip}, T)\end{aligned}\quad (2.4.1)$$



unde  $K$  este "tensiunea de frecare" sau "rezistența la alunecare", asociată întăririi izotrope

Modificarea deformației plastice este legată de anumite variabile interne, de temperatura  $T$  și de tensorul deviator al tensiunii (notat generic  $X$ ) prin funcții care pot fi:

- de putere (numite "tip Norton") [Ch1]-[Ch3], [Col], [Kr1], [Ha1], [De3]-[De5], [Pu3], [Yul];

$$\dot{\epsilon}_{eq}^p = D_0 X^n \quad (2.4.2)$$

b) exponențiale [Li1], [Cb1], [St1], [St2], [Mn1], [Me1]-[Me3], [Cb1], [Ne1], [Ld1], [Cl1]-[Cl3]:

$$\dot{\epsilon}_{eq}^p = D_0 \exp\left[-\left(\frac{1}{X}\right)^n\right] \quad (2.4.3)$$

c) funcții hiperbolice [Mi1], [Sc1], [He1]:

$$\dot{\epsilon}^p = D_0 [\sinh(X)^m]^n \quad (2.4.4)$$

unde  $X = 3J_2/K^2$ ,  $K$  este parametrul întăririi iar  $m$ ,  $n$ , și  $D_0$  sunt constante.

Variația cu  $X$  a acestor funcții este dată în Fig.2.4.2 (pentru cazul  $n=3$ , cu notația  $\epsilon_{eq}^p = D_2^p$ , conform relației (2.1.18)).

Expresia (2.4.3) s-a dovedit să aibă unele avantaje față de (2.4.2) sau (2.4.4) în teoriile fără suprafața de curgere prin aceea că valoarea lui  $\epsilon_{eq}^p$  este aproape zero pentru un interval al lui  $J_2$ , indiferent de valoarea lui  $n$ . În relația (2.4.3),  $D_0$  este valoarea limită a vitezei deformației inelastice la forfecare; relațiile (2.4.2) și (2.4.4) nu conțin o asemenea

limita . Aceste diferențe se pot urmări și în Fig.2.4.3 pentru cazul  $n = 3, m = 1$ .

Pentru a putea modela (implicit sau explicit) procesul de deformare care se produce pe tot domeniul valorilor vitezei de deformare și ale temperaturii se formulează modificarea deformației plastice echivalente. Lee și Zaverl [Le1] au propus relația:

$$\dot{\epsilon}_{eq}^p = \left[ \frac{1}{2} \dot{\epsilon}_{ij}^p \dot{\epsilon}_{ij}^p \right]^{1/2} = \dot{\epsilon}_0 \left[ \frac{\sigma_{eq}}{K} \right]^n \left[ \exp\left(-\frac{Q}{RT} \left(1 - \sqrt{\frac{\sigma_{eq}}{K}}\right)\right) + \exp\left(-\frac{D}{RT}\right) \right] \quad (2.4.5)$$

unde  $K$  este tensiunea de frecare,  $R$ - constanta gazelor, iar  $Q$ ,  $D$  și  $n$  sunt constante de material.

### 2.4.3 Ecuații pentru evoluția variabilelor interne

Cadru general pentru evoluția variabilelor interne este bazat pe teoria [Ba1], care presupune ca deformația se produce prin 2 mecanisme care acționează simultan: un proces de întarire care se produce în timpul deformării, și unul de revenire sau înmuiere care se produce în timp. Viteza evoluției unei variabile interne este diferența dintre viteza de întarire și de revenire. Saturația variabilei  $K$  numită "tensiune de frecare" sau "de târâre" se atinge când efectele antagoniste în ecuația de evoluție a variabilei de stare se anulează reciproc.

Ecuația vitezei de evoluție a acesteia este de forma:

$$\dot{K} = h_1(K) \dot{\epsilon}_{eq}^p - r_1(K, T) \quad (2.4.6)$$

unde  $h_1(K)$  este funcția de întarire iar  $r_1(K, T)$ , funcția de revenire termică sau statică. Alte forme de evoluție pentru  $K$  mai adaugă și un termen de revenire dinamică, care este dependent de tensiune și temperatura [Li1], [Cb1], [Ch3], [Sh1], [Me1], [Bo1], [Bo2], [An1] ca în relația (2.4.7).

Funcția de revenire dinamică depinde de starea variabilelor interne  $X'_{ij}$ ,  $K$  și de temperatura  $T$ . Ea este astfel aleasă încât să fie pozitivă pentru încărcări cu șoc și negativă pentru efectele termice.

$$\dot{K} = h_1(K) \dot{\epsilon}_{eq}^p - h_2(X'_{ij}, K, T) \dot{\epsilon}_{eq}^p - r_1(K, T) \quad (2.4.7)$$

Cea mai importantă diferență între teorii este modul cum este tratată modificarea tensiunii "de întoarcere" (back stress), asociată întaririi. Forma generală a acesteia este:

$$\dot{\alpha}_{ij} = h_3(X'_{ij}) \dot{M}_{ij} - d(X'_{ij}, T) \dot{N}_{ij} - r_2(X'_{ij}, T) V_{ij} + \theta(X'_{ij}, T) \dot{T} W_{ij} \quad (2.4.8)$$

unde  $h_3(\ )$ ,  $d(\ )$  și  $r_2(\ )$  reprezintă funcțiile întaririi, revenirii dinamice și respectiv statice.

Funcția  $\theta(\ )$  reprezintă întarirea sau revenirea asociată vitezei schimbării temperaturii. Termenul de revenire dinamică  $d(\ )$  este utilizat esențial în generalizarea multiaxială [Md1] și pentru corelarea datelor experimentale în cazul uniaxial [Ja1], [Li1].

Cosinușii directori pentru  $h_3(\ )$ ,  $d(\ )$ ,  $r_2(\ )$  și respectiv  $\theta(\ )$  sunt termenii  $\dot{M}_{ij}$ ,  $\dot{N}_{ij}$ ,  $V_{ij}$ ,  $W_{ij}$ . Alegerea acestor cosinuși directori și a funcțiilor de întarire și revenire este foarte diferită între teorii. Pentru a defini cosinușii directori  $M_{ij}$  și  $N_{ij}$  unele teorii utilizează  $\epsilon_{ij}^p$  (regula direcțională), în timp ce altele utilizează deviatorul tensiunii  $X'$  sau deviatorul  $(\sigma'_{ij} - X'_{ij})$ .

Legile (2.4.7) și (2.4.8) reprezintă reguli de întarire.



#### 2.4.4. Modelul unificat Chaboche

În aceste ecuații constitutive dezvoltate de Chaboche și colaboratorii [Ch1]-[Ch3], [Ch6]-[Ch9], noțiunea de suprafață de curgere este înlocuită cu un potențial vâscoplastic, care este exprimat de tensiunea vâscoasă  $\sigma_v$ , care reprezintă diferența dintre starea de tensiune actuală și limita domeniului elastic.

Modelul folosește 2 variabile cinematice  $X$  și una izotropica,  $R$ . Variabila puternic neliniară  $X_1$ , cu evoluție rapidă, modelează tranziția elastoplastică, iar  $X_2$ , cu evoluție cvasi-liniară, este introdusă pentru a reproduce corect modulul tangent la deformații mari. Superpoziția dintre cele 2 variabile cinematice este legată de barierele pe termen scurt sau de durată în mișcarea dislocațiilor, care corespund la mecanisme fizice diferite.

Variabila izotropica  $R$ , utilizată pentru modelarea comportării ciclice se modifică de la 0 (inițial) la valoarea saturată  $Q$ , odată cu acumularea deformației plastice,  $p$ . Introdusă inițial ca mărime a suprafeței de curgere, în modelul actual ea este legată de creșterea densității dislocațiilor.

Întărirea izotropica și cinematica sunt cuplate direct prin introducerea funcției  $\Phi(p)$ .

Viteza de deformare vâscoplastică urmează o funcție de putere (2.4.12), până se produce saturația. Întărirea izotropica poate influența mărimea domeniului elastic precum și tensiunea vâscoasă, pentru o viteză de deformare dată. Aceste efecte pot fi produse de combinarea coeficienților  $\alpha_R$  și  $\alpha_K$  din relațiile (2.4.9) și (2.4.17).

Recuperarea în timp a întăririi (2.4.19)- (2.4.23) datorită temperaturii este neliniară (cea izotropica evoluează lent, iar cea cinematica rapid).

Cu notațiile utilizate și la paragraful 2.3.5, ecuațiile modelului sunt:

$$\sigma_v = J(\bar{\sigma} - \bar{X}) - \alpha_R R - k \quad (2.4.9)$$

$$\dot{\Omega} = \frac{K}{n+1} \left( \frac{\sigma_v}{K} \right)^{n+1} \quad (2.4.10)$$

- evoluția deformației vâscoplastice și a celei cumulate:

$$\dot{\epsilon}^p = \frac{\partial \Omega}{\partial \sigma} = \frac{3}{2} \dot{p} \frac{\bar{\sigma}' - \bar{X}'}{J(\bar{\sigma} - \bar{X})} \quad (2.4.11)$$

$$\dot{p} = \left( \frac{J(\bar{\sigma} - \bar{X}) - \alpha_R R - k}{K} \right)^n \quad (2.4.12)$$

- întărirea cinematică:

$$\dot{\bar{X}} = \dot{\bar{X}}_1 + \dot{\bar{X}}_2$$

$$\dot{\bar{X}}_1 = \frac{2}{3} c_1 a_1 \dot{\epsilon}^p - c_1 \Phi(p) \bar{X}_1 \dot{p} \quad (2.4.13)$$

$$\dot{\bar{X}}_2 = \frac{2}{3} c_2 a_2 \dot{\epsilon}^p - c_2 \Phi(p) \bar{X}_2 \dot{p} \quad (2.4.14)$$

- întărirea izotropica:

$$\dot{Q} = 2\mu(Q_{\max} - Q)\dot{q} \quad (2.4.15)$$

$$\dot{R} = b(Q - R)\dot{p} \quad (2.4.16)$$

$$K(R) = K_0 + \alpha_K R \quad (2.4.17)$$

$$\Phi(p) = \Phi_{\infty} + (1 - \Phi_{\infty})e^{-bp} \quad (2.4.18)$$

- recuperarea în timp a întaririi cinematice:

$$\dot{\tilde{X}}_1 = (\tilde{X}_1)_{\text{ov}} - \left(\frac{J(\tilde{X}_1)}{M_1}\right)^{m_1-1} \cdot \tilde{X}_1 \quad (2.4.19)$$

$$\dot{\tilde{X}}_2 = (\tilde{X}_2)_{\text{ov}} - \left(\frac{J(\tilde{X}_2)}{M_2}\right)^{m_2-1} \cdot \tilde{X}_2 \quad (2.4.20)$$

- recuperarea în timp a întaririi izotropice:

$$\dot{R} = b(Q-R)\dot{p} + \gamma |Q_r - R|^{m-1} (Q_r - R) \quad (2.4.21)$$

$$Q_r = Q - Q_r \left[ 1 - \left( \frac{Q_{\text{max}} - Q}{Q_{\text{max}}} \right)^2 \right] \quad (2.4.22)$$

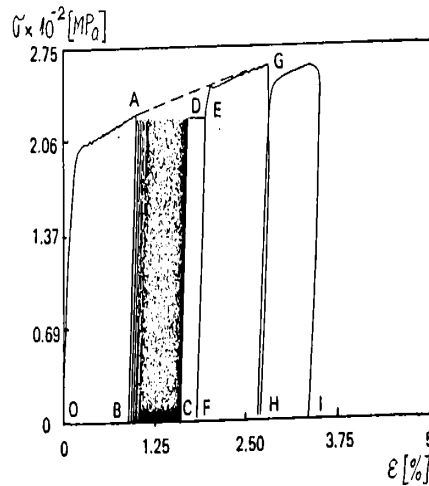


Fig.2.4.3

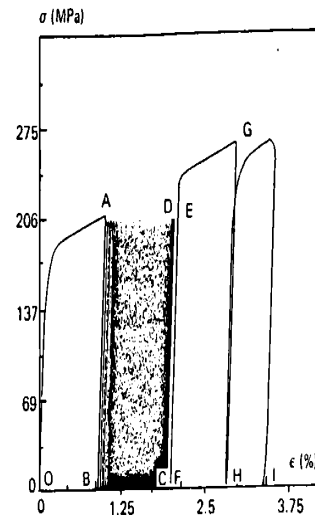


Fig.2.4.4

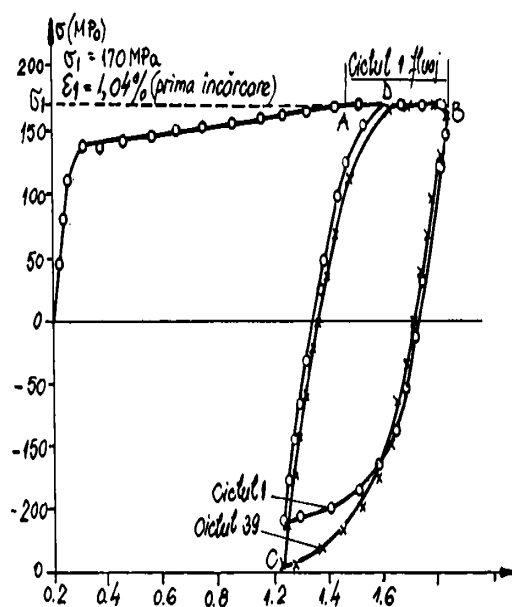
Capabilitatea acestui model de a descrie comportarea materialelor a fost dovedita pentru mai multe metale și situații de încărcare. Pentru exemplificare, se prezintă în continuare constantele modelului obținute pentru oțelul austenitic 316 SS, la temperatura de 625 C:  $E = 153000$  MPa,  $\alpha = 10^5$  1/ C,  $n = 24$ ,  $k = 65$ ,  $K_0 = 14$ ,  $\alpha_k = 0,46$ ,  $\alpha_R = 1$ ,  $a_1 = 60$ ,  $c_1 = 1500$ ,  $a_2 = 2900$ ,  $c_2 = 1$ ,  $\Phi_{\infty} = 0,8$ ,  $b = 12$ ,  $M_1 = 337$ ,  $M_2 = 220$ ,  $m_1 = 8$ ,  $m_2 = 8$ ,  $\gamma = 10^{-8}$ ,  $m = 4$ ,  $\eta = 0,06$ ,  $\mu = 18$ ,  $Q_0 = 70$ ,  $Q_{\text{max}} = 450$ ,  $Q_r = 230$ .

În cadrul paragrafului 2.7 se va prezenta modul cum se stabilesc valorile numerice ale parametrilor modelului pentru oțelul X20CrMoV121.

Urmărind Fig.2.4.3 (simulare) și Fig.2.4.4 (date experimentale), se poate vedea o comparație între rezultatele unui test cu deformare progresivă, pentru oțelul 304 SS, la 20 C.

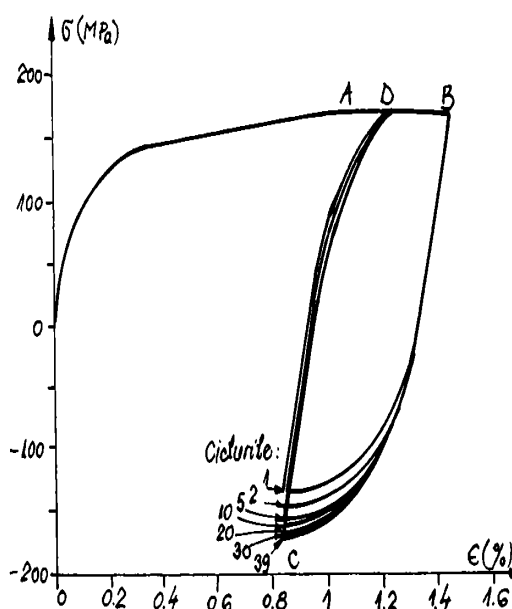
Tot pentru comparație sunt prezentate rezultatele unui test efectuat cu scopul de a arăta interacțiunea dintre plasticitate și fluaj în cazul unei încărcări ciclice experimentale (Fig.2.4.5,a) și cele obținute prin simularea aceluiași test (Fig.2.4.5,b).

Testul constă în încărcarea probei până în punctul A, prin controlul deformăției. Apoi proba este menținută la temperatura constantă până la atingerea unei anumite deformății (punctul B). Se produce apoi reversarea încărcării (până la deformăția corespunzătoare punctului C) și o încărcare imediată, la aceeași viteză de deformare până ce tensiunea atinge din nou valoarea  $\sigma_1$ . Se observa că modelul simulează perfect comportarea experimentală.



În afara modelului Chaboche, există și alte modele care utilizează potențialul vâscoplastice. Acestea au fost dezvoltate de Delobelle [De6]-[De9] (exprimând funcția suprafeței vâscose sub o formă puternic neliniară, ceea ce permite modelarea efectelor independente și cuasi-independente de timp) și de asemenea de Nouailhas [No1], unde potențialul vâscoplastice are forma:

$$\Omega = \frac{K}{\alpha(n+1)} \exp\left(\alpha \left(\frac{\sigma_v}{K}\right)^{n+1}\right) \quad (2.4.23)$$



#### 2.4.5 Modelul Miller-Schmidt

Se va prezenta forma uniaxială a modelului, forma multiaxială fiind dată în [Mi2]-[Mi5] și [Oh1].

Viteza deformației inelastice este dată de funcția hiperbolică (2.4.24), astfel putându-se reproduce mai bine comportarea la fluaj. Variabila de stare asociată întăririi izotropice este, în notația autorului  $F_{def}$  (cu  $R$  s-a notat constanta gazelor) și reprezintă tensiunea de frecare sau de târâre (drag stress) datorită deformației.  $B$  este o viteză de

deformație de referință care se determină experimental, iar  $\theta'$  este un factor dependent de temperatura, conform (2.4.25):

$$\dot{\epsilon}^{in} = B\theta' \left( \sinh\left(\frac{|\sigma - X|}{F_{def}}\right)^{1.5} \right)^n \text{sign}(\sigma - X) \quad (2.4.24)$$

$$\theta' = \exp\left(-\frac{Q}{0.6RT} \left[1 + \ln\left(\frac{0.6T_m}{T}\right)\right]\right), \quad T < 0.6T_m \quad (2.4.25)$$

Relația se bazează pe presupunerea că energia de activare a deformației inelastice peste temperatura de topire  $T_m$  este o constantă,  $Q$ . Sub această temperatură, energia de activare scade. Evoluțiile pentru variabilele de stare  $X$  și  $F_{def}$  sunt:

$$\dot{X} = H_1(\dot{\epsilon}^{in} - B\theta^n [\sinh(A_1|X|)]^n \text{sign}(X)) \quad (2.4.26)$$

$$\dot{F}_{def} = H_2(C_2 + |X| - \frac{A_2}{A_1} F_{def}^3 |\dot{\epsilon}^{in}| - H_2 C_2 B\theta^n [\sinh(A_2 F_{def}^3)]^n) \quad (2.4.27)$$

ambele conținând o diferență între un termen de întarire datorita evoluției deformației inelastice și unul de înmuiere datorita temperaturii.

Pentru modelarea efectelor ciclice (întarire, înmuiere, saturare), variabila cinematica X a fost încorporată în legea de evoluție a variabilei izotrope,  $F_{def}$  (2.4.27), ceea ce corespunde existenței dislocațiilor substructurale la scara mare: subgraunți, celule, rețele de dislocații.

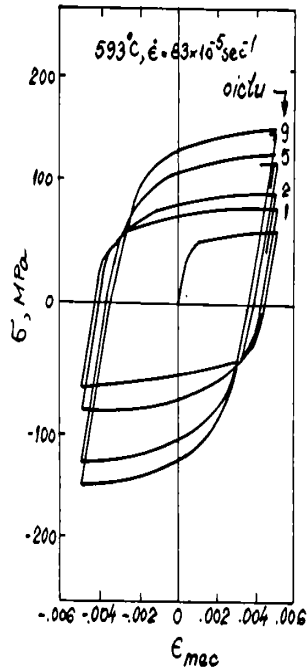


Fig.2.4.6

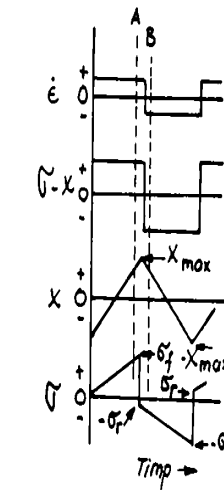
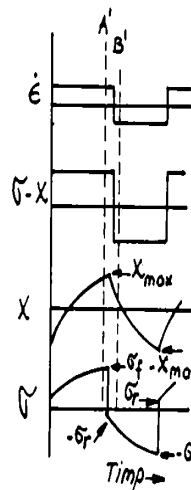
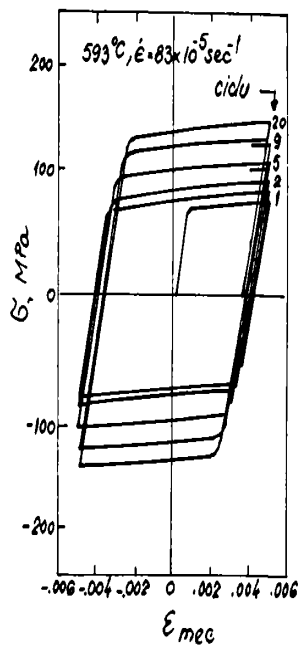


Fig.2.4.7



Modelul elaborat a fost încorporat în codul MATMOD, care a avut mai multe versiuni până în prezent. În versiunea penultima, MATMOD-BSSOL [Lo1], [Lo2], viteza deformației inelastice este exprimată prin funcții exponențiale, pentru a putea modela și mai bine răspunsul la fluaj.

În ultima sa formă, s-a mai introdus încă o variabilă de întărire izotropica, care să modeleze întărirea datorată dislocațiilor substructurale mici.

În Fig.2.4.6,a se prezintă rezultatele unei încercări ciclice de întindere-compresiune ale oțelului 304 SS, la 593 C. Simularea obținută prin MATMOD, pentru aceeași situație este dată în Fig.2.4.6,b. Se poate observa că curbele obținute prin simulare nu au aceeași curbura ca și cele experimentale. Acest lucru a fost atribuit utilizării unei valori constante pentru  $H_1$  din (2.4.26), conform Fig.2.4.7,a. Dacă acesta este o funcție de  $X$  și de semnul lui ( $\sigma-X$ ), se poate obține o variație neliniară în timp pentru  $\sigma$ , conform Fig.2.4.7,b. În figura s-a notat cu  $\sigma_r$  tensiunea imediat după reversare sensului încărcării, cu  $\sigma_f$  valoarea înainte de reversarea următoare iar  $X_{max}$  reprezintă valoarea maximă a lui  $X$ .

Deși a fost foarte utilizat în formulările anterioare, în versiunea actuală conține 25 de constante de material și este dificil de utilizat în aplicații ingineresti. Pentru exemplificare, se prezintă parametrii de material corespunzători oțelului Inconel 718:  $n=7$ ,  $A_1=1,415E-4$  1/MPa,  $A_2=0,030572$  MPaE-3,  $B'=1,5E6$  1/sec,  $C_2=-2,067E5$  MPa,  $D_0=0,00689$  MPa,  $H_1=0,4823$  MPa,  $H_2=1e-7$  secE(1/n),  $F=0,04823$  MPa,  $\beta=3,5$ ,  $J=1E-9$ .

#### 2.4.6 Modelul Walker

Walker a publicat o teorie funcțională în forma integrală și diferențială [Wa1]. În continuare se va prezenta forma diferențială unidimensională.

Ecuția vitezei deformației inelastice se bazează pe o funcție de putere:

$$\dot{\epsilon}^{in} = B \left( \frac{\sigma - X}{k} \right)^n \text{sign}(\sigma - X) \quad (2.4.28)$$

unde  $X$ , numită de autor "tensiune de echilibru", modelează întărirea cinematică. Întărirea izotropica este modelată de  $k$ , care depinde de deformația inelastică acumulată  $\epsilon^k$ , iar  $B$  este o viteză de deformare arbitrară introdusă pentru a rezulta dimensiuni corecte pentru  $k$ :

$$k = k_1 - k_2 \exp(-n_3 \epsilon^k) \quad (2.4.29)$$

unde  $\epsilon^k = |\dot{\epsilon}^{in}|$  reprezintă deformația inelastică cumulată.

Legile de evoluție pentru  $X$  și  $G$  sunt:

$$\dot{X} = (n_1 + n_2) \dot{\epsilon}^{in} + \frac{\partial n_1}{\partial T} \dot{T} \dot{\epsilon}^{in} - (X - X_0 - n_1 \epsilon^{in}) \left( \dot{G} - \frac{1}{n_2} \frac{\partial n_2}{\partial T} \dot{T} \right) \quad (2.4.30)$$

$$\dot{G} = [n_3 + n_4 \exp(-n_3 \epsilon^k)] + n_6 \left| \frac{X}{X_0} \right|^{n-1} \quad (2.4.31)$$

unde  $k_1$ ,  $k_2$ ,  $X_0$  și  $n_1$ -  $n_7$  sunt parametrii de material,  $T$  este temperatura și  $X_0$  este introdus pentru ca variabila din modul să fie adimensională. Primul termen din (2.4.30) modelează întărirea prin deformație, iar ultimul, efectele revenirii, care este în principal definit de  $G$ .

Primul termen din (2.4.31) reprezintă revenirea dinamică (cinematică). Al doilea termen, revenirea statică, modelează întărirea cinematică atunci când nu avem modificare de deformație plastică. Datorită faptului că  $n_6$  depinde de temperatura, acest termen introduce în ecuația întăririi cinematische, revenirea datorită temperaturii.

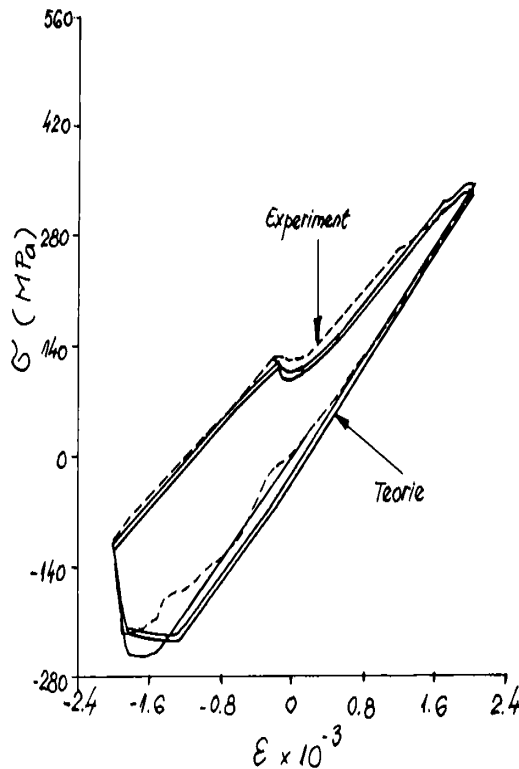


Fig.2.4.8

Introducerea evoluției temperaturii conferă modelului trăsături speciale. Cei 2 termeni urmăresc istoria deformației inelastice la schimbări rapide de temperatură. Prin încorporarea derivatei parțiale, ei corespund unor variabile interne de stare, definite funcție de deformațiile inelastice (în loc de tensiunile inelastice). Faptul că parametrii de material depind de temperatură permite modelului capacitatea de a prezice fenomenele care depind de temperatură.

Spre deosebire de modelul Miller, în ecuația de evoluție a întăririi izotrope,  $k$ , nu apare un termen de înmuiere activat termic. De aceea, nu există o stare staționară indusă termic pentru această variabilă

de stare din modelul Walker. Există însă termeni pentru revenirea termică în relația întăririi cinematische, care conduce la o stare staționară pentru această variabilă, astfel încât modelul poate reproduce saturația ciclică ca stare staționară.

În ultima sa versiune, relația (2.4.28) este înlocuită cu o funcție exponențială care poate corela mai bine modificarea tensiunii cu cea a deformației [Wa2].

În Fig.2.4.8 se prezintă curba tensiune-deformație obținută în urma unui test de oboseală termomecanică experimentală și simulată utilizând modelul Walker. Se poate trage concluzia că rezultatele obținute prin simulare sunt apropiate de cele experimentale. Parametrii utilizați pentru material (Hastelloy X, la 427°C) sunt următorii [Ha1]:  $n^1=5,9E-2$ ,  $k_1=351,16$  MPa,  $k_2=0$ ,  $n_1=0$ ,  $n_2=2,068E6$  MPa,  $n_3=8000$ ,  $n_4=0$ ,  $n_5=0$ ,  $n_6=0$ ,  $n_7=0$ ,  $\Omega_0=0$ ,  $m=1,16$ ,  $X_s=6,896E-3$  MPa,  $B=1$  s<sup>-1</sup>.

#### 2.4.7 Modelul Bodner

Acest model nu presupune existența unei suprafețe de încărcare. Legile de evoluție utilizate în modelul unidimensional sunt:

- viteza de deformare inelastice:

$$\dot{\epsilon}^I = \frac{2}{\sqrt{3}} D_0 \exp\left[-\frac{1}{2} \left(\frac{Z}{\sigma}\right)^{2n}\right] \text{sign} \sigma \quad (2.4.32)$$

unde  $Z$  este o variabilă internă având o componentă inelastică izotropă ( $Z^I$ ) și una anizotropă ( $Z^A$ ):

$$Z = Z^I + Z^A = Z^I + B \text{sign} \sigma \quad (2.4.33)$$

- modificarea componentei inelastice și a lui  $B$  sunt:

$$\dot{Z}^I = m_1 [Z_1 - Z^I] \dot{W}_p - A_1 Z_1 \left[ \frac{Z^I - Z_2}{Z^I} \right]^{r_1} \quad (2.4.34)$$

$$\dot{B} = m_2 [Z_3 \text{sign} \sigma - Z^A] \dot{W}_p - A_2 Z_1 \left( \frac{|B|}{Z_1} \right)^{r_2} \text{sign} Z^A \quad (2.4.35)$$

unde  $D_0$ ,  $n$ ,  $m_1$ ,  $Z_1$ ,  $Z_2$ ,  $A_1$ ,  $r_1$ ,  $m_2$ ,  $Z_3$ ,  $A_2$  și  $r_2$  sunt constante de material.

Legea de curgere (2.4.32) este exponențială, iar modelul permite o limitare a modificării deformației inelastice (de forfecare)  $D_0$ . Primul termen din (2.4.34) reprezintă revenirea dinamică pentru termenul  $Z^A$  în legea izotropica. Termenul al doilea este introdus pentru revenirea statică.

$B$  din (2.4.35) constituie reprezentarea uniaxială a unui tensor care modelează întărirea anizotropă și direcțională. El acționează ca o variabilă anizotropă pe cale incrementală [Bo10]. Atunci când tensiunea își schimbă semnul, valoarea lui  $Z$  se poate schimba mult prin introducerea lui ( $\text{sign } \sigma$ ). Legea de evoluție a lui  $B$  are aceleași componente ca și legea lui  $Z^I$ .

Modelul utilizează modificarea lucrului mecanic plastic  $W_p$  în loc de evoluția deformației inelastice, așa cum se vede în relațiile (2.4.34) și (2.4.35). Acest fapt permite o modelare mai bună a testelor cu salturi în evoluția deformației [Bo11].

În model a mai fost introdusă o corecție pentru a putea ține cont de efectele de îmbătrânire, prin constanta  $Z_3$ :

$$Z_3 = Z_4 + Z_5 f(\dot{\epsilon}^I) \quad (2.4.36)$$

$$f(\dot{\epsilon}^I) = F \exp\left[-\left(\frac{\log(|\dot{\epsilon}^I|) - \log(J)}{\beta}\right)^2\right] \quad (2.4.37)$$

unde  $Z_4$  și  $Z_5$  sunt constante,  $F$  este corecția maximă,  $J$  este rata deformației maxime corecții și  $\beta$  reprezintă mărimea corecției.

Identificarea constantelor din model, Inconel 718 [Ja1] sunt:  $n=0,8132$ ,  $A_1=-0,35E-2$  1/sec,  $A_2=0,5E-2$  1/sec,  $M_1=0,01747$  1/MPa,  $M_2=0,4367$  1/MPa,  $r_1=0,6$ ,  $r_2=3$ ,  $Z_0=6183$  MPa,  $Z_1=4603$  MPa,  $Z_2=5496$  MPa,  $Z_4=5496$  MPa,  $Z_5=-650$  MPa,  $\beta=1,3$ ,  $J=0,15E-2$ .

#### 2.4.8 Modelul Krieg, Swearingen și Rhode

Legile utilizate în modelul unidimensional [Ja1] sunt:

$$\dot{\epsilon}^I = C \left( \frac{\sigma - X}{K} \right)^n \text{sign} \sigma \quad (2.4.38)$$

$$\dot{X} = A_1 \dot{\epsilon}^I + A_2 X^2 [e^{(A_3 X^2)} - 1] \text{sign} X \quad (2.4.39)$$

$$\dot{K} = A_4 \dot{\epsilon}^I - A_5 (K - K_0)^m \quad (2.4.40)$$

unde  $C$ ,  $n$ ,  $A_1$ -  $A_5$  și  $K_0$  sunt constante de material, restul notațiilor fiind cunoscute.

Legea de curgere este o funcție de putere. Legile de evoluție a tensiunii de echilibru și a celei de frecare conțin doar termeni pentru revenirea statică termică.

Ca și în modelul Miller- Schmidt, se utilizează o corecție pentru evoluția deformației inelastice:

$$\dot{\epsilon}^f = C \left( \frac{\sigma - X}{K + f(\dot{\epsilon})^J} \right)^n \cdot \text{sign}(\sigma - X) \quad (2.4.41)$$

iar  $F_{def}$  are forma din relația (2.4.37). Constantele care intervin, pentru materialul Inconel 718, sunt:  $n = 15$ ,  $C = 2E-4$  1/sec,  $A_1 = 9,646$  MPa,  $A_2 = 0$ ,  $A_3 = 2,387E-5$  MPaE-2,  $A_4 = -3445$  MPa,  $A_5 = -1,137E-19$  MPaE(1-n)/sec,  $K_0 = 689$  MPa,  $F = 378$  MPa,  $\beta = 1$ ,  $J = 7E-6$ .

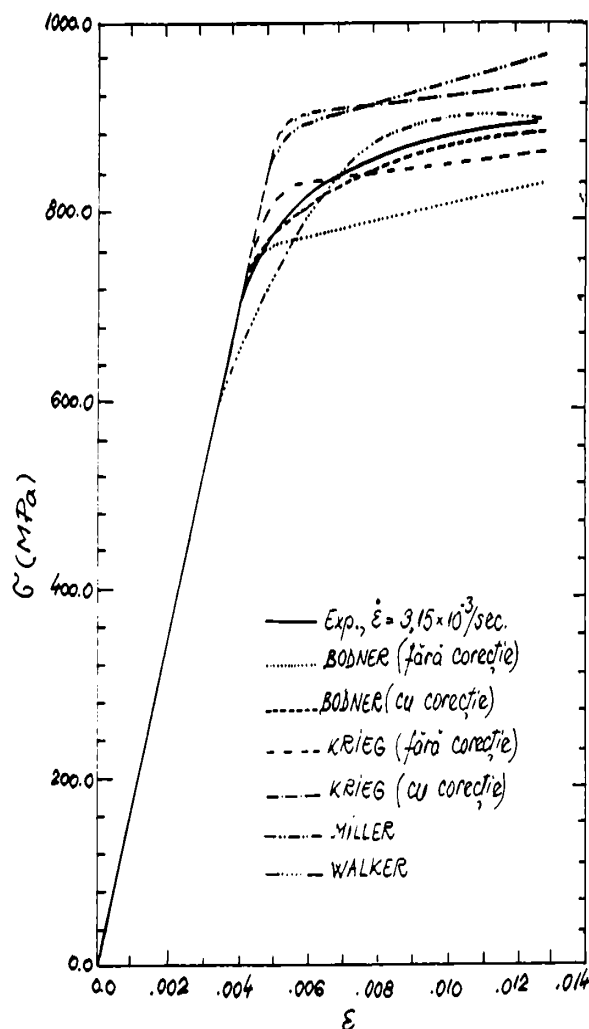


Fig.2.4.9

În Fig. 2.4.9 se prezintă corelările dintre simularea oferită de diferitele modele discutate mai sus și curba experimentală de tracțiune monotona, pentru Inconel 718 la 595 C. Cele mai bune rezultate le dau modelele Walker și Bodner cu corecția  $f(\dot{\epsilon}^f)$ . Predictibilitatea modelelor se poate urmări cel mai bine în cazul istoriilor complexe de încărcare cum sunt cele din Fig.2.4.10- Fig.2.4.12, unde calea de încărcare (variația deformației impuse în timp) se prezintă în medalion. Se observă că modelele prezintă salturi mari când se modifică brusc evoluția deformației.

Se poate trage concluzia că teoriile lui Walker și Bodner, cu ecuații exponențiale pentru evoluția deformației inelastice și cu termeni pentru revenire dinamică pot cel mai bine modela sensibilitatea materialului la modificarea evoluției deformației (la schimbarea sensului încărcării) și pot reproduce mai bine forma generală a curbelor.

Modelul Krieg și Miller-Schmidt ar fi reprodus mai bine încercările experimentale dacă corecția s-ar fi aplicat tensiunii de echilibru în locul celei de frecare.



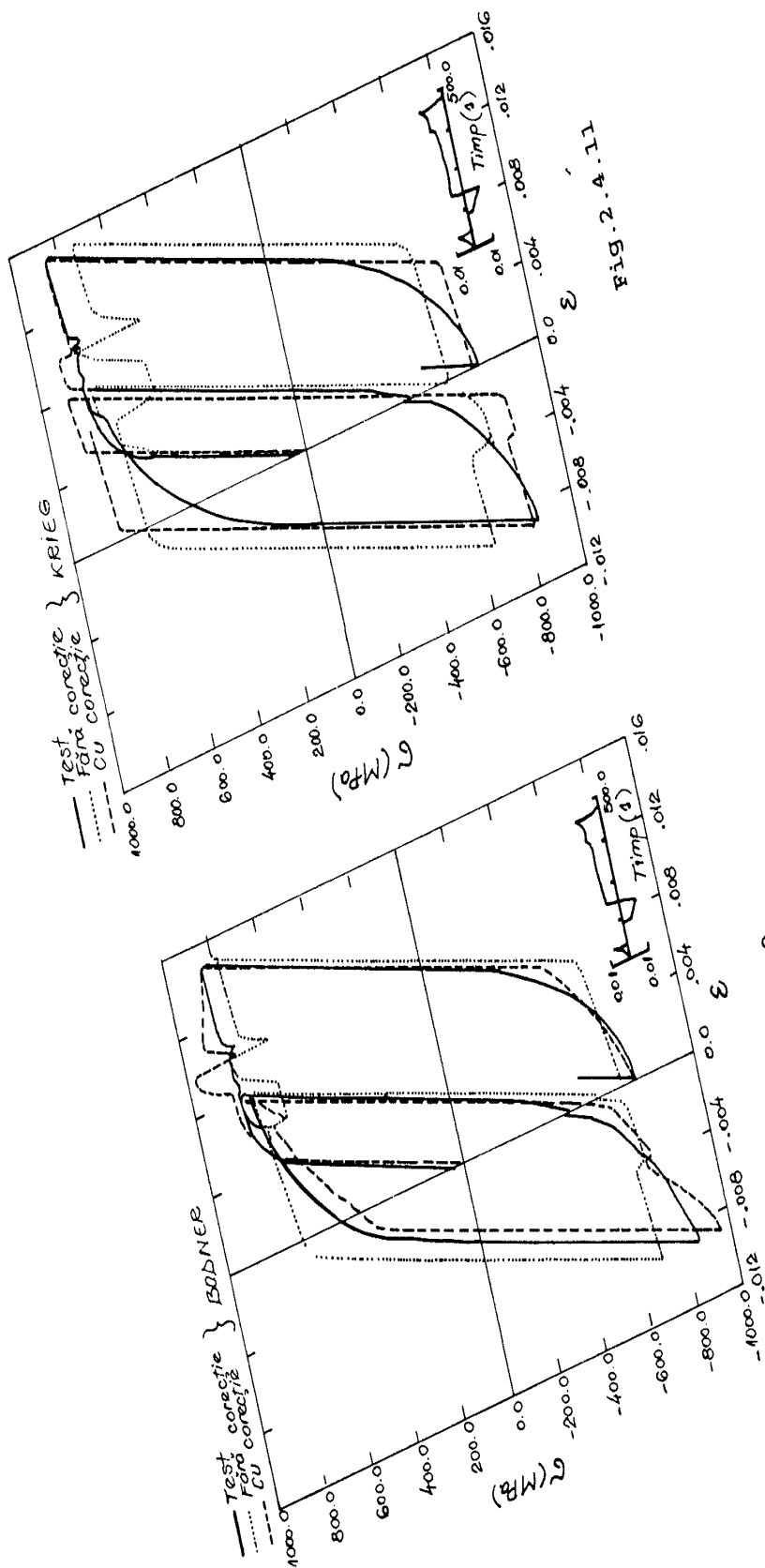


FIG.2.A.10

FIG.2.A.11

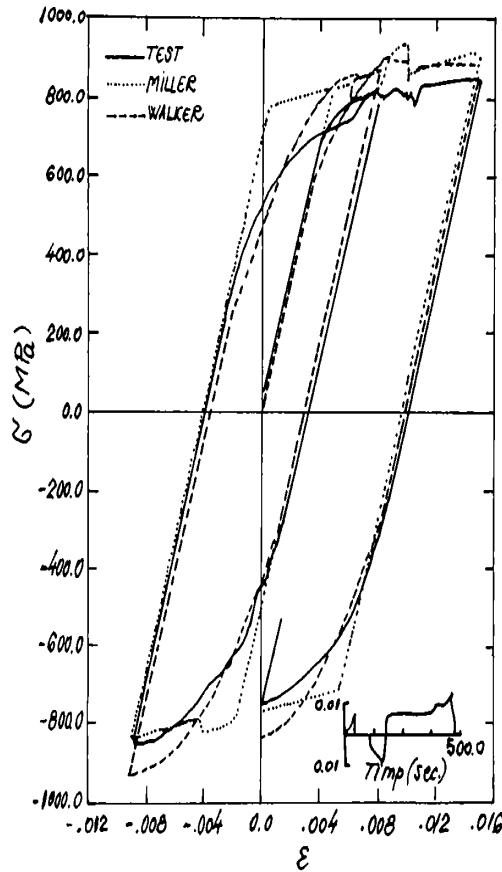


Fig.2.4.12

### 2.4.9 Modelul Ishikawa

Acesta a fost introdus inițial pentru a prevedea comportarea ciclică a materialelor, și a fost utilizat apoi cu succes și pentru alte tipuri de încărcări neproporționale, pentru reproducerea comportării la fluaj, relaxare, deformare progresivă, etc.

Modelul include ecuații pentru întărirea izotropă și cinematică, regula de întărire de tip Prager-Ziegler și exprimarea curbei ciclice tensiune-deformație de tip Ramberg-Osgood modificată pentru a ține cont de întărirea cinematică. Spre deosebire de modelele prezentate anterior, el consideră evoluția lucrului mecanic plastic și nu a deformației plastice. Ecuațiile de bază ale modelului sunt:

- relația pentru funcția de încărcare, la temperatura  $T$ :

$$f = \frac{1}{2}(\sigma'_{ij} - X'_{ij})(\sigma'_{ij} - X'_{ij}) - \frac{1}{3}\sigma_{eq}^2(k, T) = 0 \quad (2.4.42)$$

unde  $\sigma'_{ij}$  și  $X'_{ij}$  reprezintă deviatorul tensiunii respectiv centrul suprafeței de încărcare în spațiul deviatoric,  $\sigma_{eq}$  este tensiunea echivalentă, iar  $k$  este parametrul de întărire (inmuire).  
- ecuația modificată de tip Levy-Mises pentru plasticitate ciclică:

$$d\epsilon'_{ij} = \frac{3}{2} d\epsilon_{eq}^p \frac{\sigma'_{ij} - X'_{ij}}{J_2} \quad (2.4.43)$$

- deplasarea centrului suprafeței de încărcare este dată de:

$$dX'_{ij} = \frac{3}{2\sigma_{eq}} (\sigma'_{ij} - X'_{ij})(\sigma'_{ij} - X'_{ij}) dX'_{ij} - \frac{2}{3}\sigma_{eq} \frac{d\sigma_{eq}}{dW_p} d\epsilon'_{ij} \quad (2.4.44)$$

unde  $dW^p$  reprezintă un lucru mecanic plastic incremental, modificat astfel încât să se refere la diferența tensiunilor ( $\sigma'_{ij}$  și  $X'_{ij}$ ) și nu la tensiune în sine.

- parametrul de întărire (inmuire),  $k$ , este presupus proporțional cu lucrul mecanic plastic modificat:

$$dk = dW_p = \sigma_{eq} d\epsilon_{eq}^p = (\sigma'_{ij} - X'_{ij}) d\epsilon'_{ij} \quad (2.4.45)$$

- curbele tensiune-deformație în cazul încărcării ciclice:

$$\epsilon_i - \epsilon_i^c = \frac{\sigma_i - \sigma_i^c}{E} \left[ 1 + K \left( \frac{\sigma_i - \sigma_i^c}{\sigma_{Y(n)}} \right)^{m(n)} \right] \quad (2.4.46)$$

unde  $\sigma_i$ ,  $\epsilon_i$ ,  $\sigma_i^c$ ,  $\epsilon_i^c$  sunt tensiunea uniaxiala, deformatia specifica uniaxiala, centrul suprafetei de incarcare si deformatia corespunzatoare centrului;  $\sigma_{Y(n)}$  si  $m(n)$  sunt tensiunea de curgere uniaxiala si exponentul intaririi (inmuierii) dupa cea de-a (n-1)-a reversare a incarcarii si depind de lucrul mecanic plastic modificat:

$$\sigma_{Y(n)} = \sigma_{Y(\infty)} \left[ 1 + \alpha \exp\left(-\frac{W^p}{W_0}\right) \right], \quad (n \geq 2) \quad (2.4.47)$$

$$m(n) = m(\infty) \left[ 1 + \beta \exp\left(-\frac{W^p}{W_1}\right) \right], \quad (n \geq 2) \quad (2.4.48)$$

unde  $\sigma_{Y(\infty)}$ ,  $m(\infty)$ ,  $\alpha$ ,  $\beta$ ,  $W_0$ ,  $W_1$  sunt constantele care rezulta din istoria incarcarii.

$W_{(n-1)}^p$  in (2.4.47) si (2.4.48) este lucrul plastic acumulat pana la a (n-1)-a inversare a incarcarii.

$\sigma_{Y(1)}$  si  $m(1)$ , care reprezinta limita de curgere si exponentul intaririi (inmuierii) in cazul materialului inca neutilizat, se pot obtine usor printr-o incercare in conditiile  $\sigma_i^c = \epsilon_i^c = 0$ .  $\sigma_{Y(\infty)}$  si  $m(\infty)$  sunt limita de curgere si exponentul intaririi (inmuierii) pentru ciclul limita stabil. Din (2.4.42), (2.4.43) si (2.4.46) rezulta:

$$d\epsilon_{ij}^p = B \left( \frac{\bar{\sigma}}{\sigma_{Y(n)}} \right)^{m(n)} + \frac{3}{2\sigma_{ij}^2} (\sigma_{ij}' - X_{ij}') (\sigma_{kl}' - X_{kl}') (d\sigma_{kl}' - dX_{kl}') \quad (2.4.49)$$

unde  $B = 3k\{m(n) + 1\}/2E$ . Ecuatiile (2.4.44) si (2.4.49) devin pentru cazul uniaxial ( $\sigma = \bar{\sigma}$ ):

$$d\epsilon_i^p = B \left( \frac{\sigma - \sigma^c}{\sigma_{Y(n)}} \right)^{m(n)} \frac{2}{3} d\sigma \quad (2.4.50)$$

$$d\sigma_i^c = d\sigma_i + \sigma_{Y(n)}^2 \left( \frac{\alpha}{W_0} \right) \exp\left(-\frac{W^p}{W_0}\right) \left[ 1 + \alpha \exp\left(-\frac{W^p}{W_0}\right) \right] d\epsilon_i^p \quad (2.4.51)$$

Pentru deducerea relatiei (2.4.50) se utilizeaza relatia:

$$\bar{\sigma} = \sigma_{Y(n)} \left[ 1 + \alpha \exp\left(-\frac{W^p}{W_0}\right) \right] \quad (2.4.52)$$

unde  $W^p = W_{(n-1)}^p + \Delta W^p$ ,  $\Delta W^p$  reprezentand cresterea incrementală a lucrului mecanic plastic modificat in cursul stadiului curent al deformatiei.

Proprietatile de material  $\sigma_{Y(\infty)}$ ,  $m$ ,  $\alpha$ ,  $\beta$ ,  $W_0$ ,  $W_1$  sunt constantele care rezulta din istoria incarcarii.  $W_{(n-1)}^p$  in (2.4.47) si (2.4.48) este lucrul plastic acumulat pana la a (n-1)-a inversare a incarcarii.  $\sigma_{Y(1)}$  si  $m(1)$ , care reprezinta limita de curgere si exponentul intaririi (inmuierii) in cazul materialului inca neutilizat, se pot obtine usor printr-o incercare in conditiile  $\sigma_i^c = \epsilon_i^c = 0$ .  $\sigma_{Y(\infty)}$  si  $m(\infty)$  sunt limita de curgere si exponentul intaririi (inmuierii) pentru ciclul limita stabil.

Pentru otelul austenitic SS304 s-au determinat urmatoarele valori ale parametrilor modelului:  $\sigma_{Y(\infty)} = 353 \text{ MPa}$ ,  $\alpha = 0.194$ ,  $W_0/\sigma_{Y(\infty)} = 0.073$ ,  $m(\infty) = 4.5$ ,  $\beta = 0.0933$ ,  $W_1/\sigma_{Y(\infty)} = 0.0388$ , dupa procedura recomandata in [Is0] si folosita de autoare [Bj11].

## 2.5 Modelarea anizotropiei materialului

### 2.5.1 Determinarea poziției suprafeței de curgere

Determinarea poziției și formei suprafeței de curgere în cazul solicitării multiaxiale se poate exemplifica pentru cazul aliajului Mar-M002, la temperatura de 750 C [Oh7], (Fig.2.5.1,a).

Mai întâi se determina experimental punctele 1-14, apoi acestea se unesc, rezultând suprafața de curgere. Pentru determinarea experimentală se utilizează diferite combinații de solicitări axiale și de torsiune (se utilizează instalații care pot să realizeze concomitent cele două solicitări, cu posibilitatea reversării fiecăreia). În momentul când a fost detectată apariția curgerii pentru o anumită combinație de încărcări, acestea sunt reduse brusc la zero. Detectarea momentului se face, spre exemplu, cu un traductor cu emisie acustică [Wi1]. Este mai ușor să se detecteze punctele din cadranele I și III, restul completându-se prin simetrie.

Procedura experimentală utilizată nu este lipsită de importanță: suprafața se poate determina folosind câte o epruvetă pentru fiecare condiție de încărcare, sau încărcând o singură epruvetă pentru a ajunge la curgere în diferite combinații de încărcări. Dacă se utilizează mai multe epruvete apare riscul dispersiei rezultatelor experimentale, și de aceea majoritatea cercetărilor s-au făcut utilizând o singură epruvetă pentru determinarea întregii suprafețe.

Oricum, rezultatele obținute depind de definirea acceptată pentru apariția curgerii (cu cât abaterea stabilită față de comportarea elastică este mai mică (0,005% -0,2%), cu atât rezultatele sunt mai bune, dar necesită o metodă experimentală mai sofisticată.

Definirea curgerii este un factor esențial în studiile experimentale de plasticitate. Suprafețele de curgere ulterioare unei solicitări, definite printr-o abatere mică de la comportarea elastică sunt mai bine reproduse de întărirea cinematică, pe când comportarea acelor suprafețe definite prin abateri mai mari față de limita comportării elastice este descrisă mai bine de întărirea izotropă.

Mai mulți cercetători au studiat efectul unei solicitări proporționale anterioare asupra suprafeței de curgere ulterioare și au constatat că suprafața obținută utilizând o abatere mică a deformației față de limita de elasticitate se translatează în spațiul tensiunilor pe direcția pre-solicitării și în egală măsură se expandează. Se poate crea o zonă cu o curbă mai mare pe direcția de pre-solicitare, iar în partea opusă, suprafața se turtă.

În Fig.2.5.1,b se prezintă modificarea suprafeței de curgere după solicitarea prealabilă a materialului la compresiune, corespunzătoare punctelor A respectiv B. Se poate vedea crearea unui colț pe direcția pre-solicitării și a unei teșituri pe direcția opusă. Același fenomen se poate constata în Fig.2.5.1,c (pentru presolicitare de întindere) și d (pentru presolicitare de răsucire).

În Fig.2.5.1,e se prezintă forma suprafeței de curgere (în cadranele I și III) pentru o predeformare în punctele A, respectiv B la o solicitare combinată de întindere-răsucire și compresiune-răsucire. Punctele din cadranele II și IV nu au fost determinate experimental, iar curba nu se poate închide prin simetrie în celelalte cadrane.

În Fig.2.5.1,f se vede curba suprafeței inițiale de curgere pentru testele corespunzătoare Fig.2.5.1, b, c, d și e. Se poate observa că valorile obținute sunt foarte apropiate. Așa cum se poate concluziona din testele de mai sus și experiențele altor cercetători, în urma deformării plastice materialul devine anizotrop [Bs2], [On1], [Ab1], [Mo4], [Ei1], [Oy1], [Le2].

Pre-solicitarea induce un comportament inelastic, iar curbele de descărcare de la o anumită deformare plastică și reîncărcare fac uneori o mică buclă de histerezis datorită variației densității dislocațiilor (Fig.2.5.1,g). De cele mai multe ori se acceptă ca cele două curbe să coincidă și să aibă aceeași pantă ca și porțiunea elastică de la prima încărcare.

Originea suprafeței de încărcare se deplasează în concordanță cu "tensiunea de

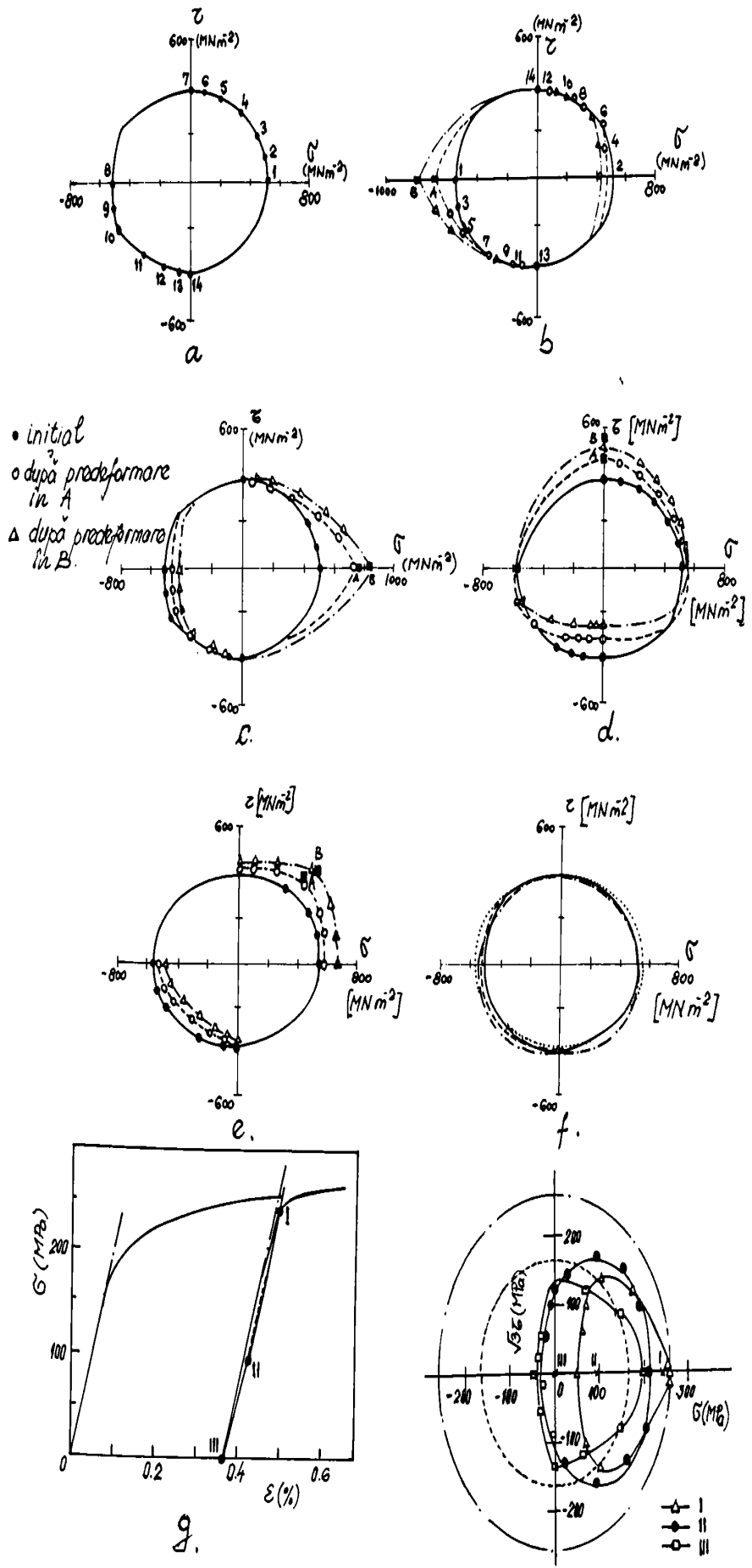


Fig.2.5.1

întoarcere", iar suprafețele de curgere ulterioare trebuie determinate considerând noul centru în urma pre-solicitării. Problema care se pune este: unde se afla acest centru, a cărui poziție nu se poate determina experimental ?

În Fig.2.5.1,h este prezentată cu linie punctată suprafața inițială de curgere, iar cu linie punct, suprafața de încărcare după o solicitare proporțională (radială) cu  $\epsilon_{eq} = 0,5\%$ . Cele 3 curbe prezentate cu diferite simboluri reprezintă rezultatele experimentale obținute pentru suprafețele de curgere care au centrul în punctele I, II și respectiv III de pe curba de descărcare din Fig.2.5.1,g. Se observă că suprafața cu centrul în II (care corespunde cu tensiunea se întoarcere) este o elipsă perfectă, iar cele care sunt determinate pornind de la un alt centru (I sau III) sunt deformate. Motivele pentru care acestea sunt diferite nu sunt perfect clare [Is1], dar în mod cert sunt legate de structura cristalină a probei, ca urmare a anizotropiei.

În Fig.2.2.17 se prezintă forma suprafețelor de curgere după solicitarea ciclică de întindere, rasucire și întindere în fază cu rasucire (pentru cazul  $\sqrt{3}\tau/\sigma = 1$ ), toate fiind aplicate cu aceeași amplitudine, și folosind modelul Ishikawa. Se observă că suprafața de curgere după stabilizarea în urma solicitării ciclice, considerând deplasarea centrului dată de model, este în fiecare caz o elipsă, dar poziția ei este dependentă de calea de încărcare. Cu toate acestea, este interesant de remarcat faptul că poziția centrului este întotdeauna la aceeași distanță față de origine (X păstrează o valoare constantă).

### 2.5.2 Relații pentru modelarea anizotropiei materialului

În literatura există mai multe funcții propuse pentru a exprima ecuația suprafeței de curgere în cazul anizotropiei.

O funcție posibilă pentru descrierea suprafeței de curgere [Bs1] poate fi particularizată pentru cazul întindere cu rasucire (planul  $\sigma - \sqrt{3}\tau$ ) astfel:

$$f_a = \frac{(1 + \frac{3}{2}Ze^{p_{11}^2})(\sigma - X)^2 + 3Ze^{p_{11}^2}e^{p_{12}^2}(\sigma - X)(\tau - X_{12}) + 3(1 + 2Ze^{p_{12}^2})(\tau - X_{12})^2}{1 + \frac{3}{2}Ze^{p_{11}^2} + 2Ze^{p_{12}^2}})^2 - R - k \leq 0 \quad (2.5.1)$$

unde  $X_{11} = 2/3 X$  și  $X_{22} = X_{33} = -X/3$ , iar Z este un coeficient de anizotropie care descrie deformarea și expansiunea suprafeței de curgere ( $Z = 0$  corespunde criteriului Mises).

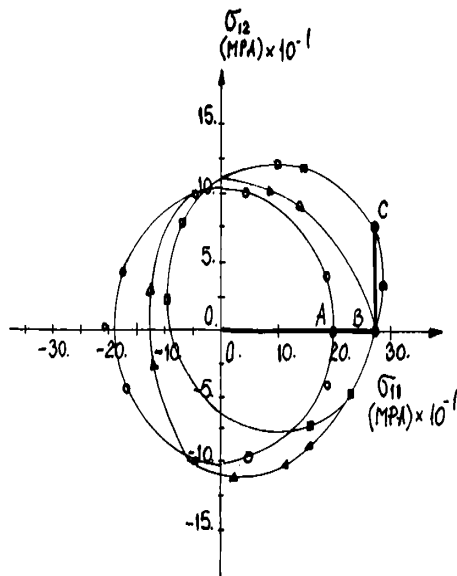


Fig.2.5.2

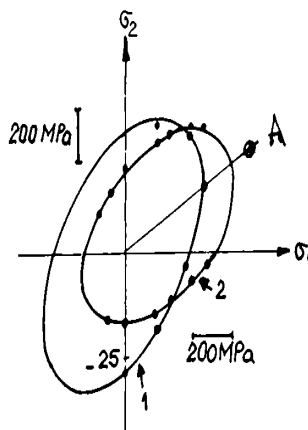


Fig.2.5.3

În continuare se vor prezenta câteva rezultate experimentale și simularea acestora prin utilizarea diferitelor modele care includ anizotropia materialului.

Modelul Ishikawa [Is1]-[Is6] poate reproduce bine comportarea anizotropică a materialului așa cum s-a prezentat mai sus.

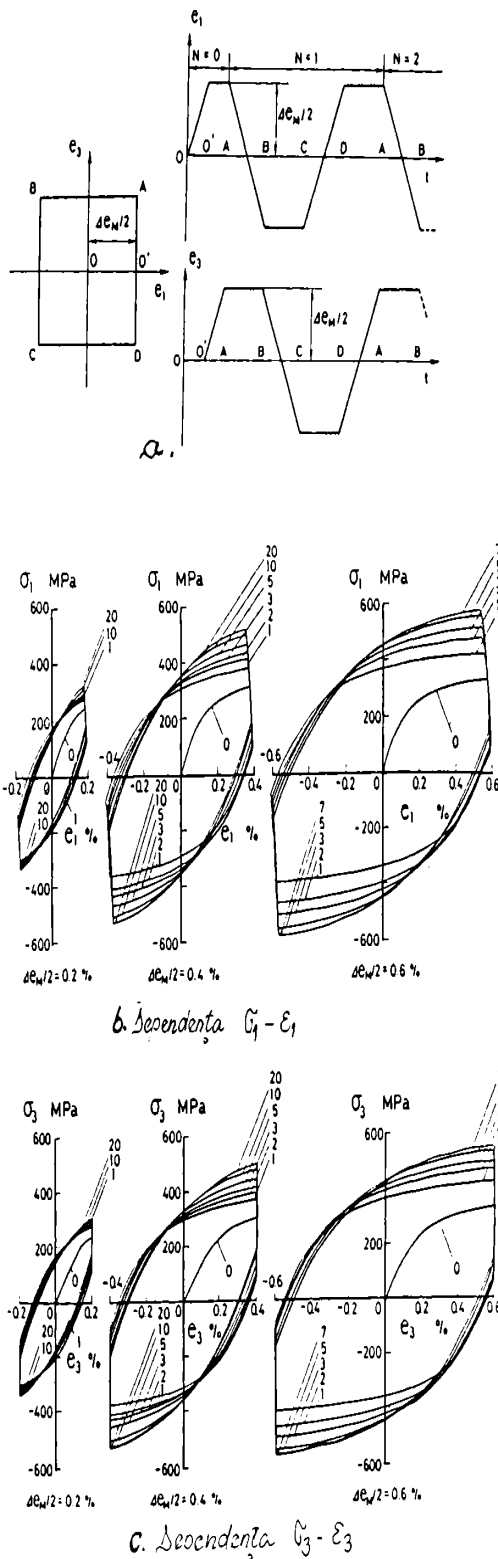


Fig.2.5.4

Limita domeniului elastic pentru cazul unei încărcări de tracțiune (A), urmată de răsucire (în cazul aluminiului) este dată în Fig.2.5.2 [Ch0]. Se observă distorsionarea curbei de curgere la reîncărcarea la tracțiune în punctul B și apoi la răsucire în punctul C, ceea ce atestă anizotropia materialului datorată predeformării.

În Fig.2.5.3 se arată modificarea suprafeței de curgere (1) datorită ecruisajului anizotrop pentru un oțel 12H1MF, după pretensionarea în punctul A. Se observă rotirea și deplasarea acesteia (ecruisaj cinematic) precum și micșorarea ei datorită înmuierii izotrope (curba 2).

O altă situație de apariție a ecruisajului anizotrop o prezintă încărcările bidimensionale în fază sau antifază. Încărcările în antifază produc o anizotropie mai pronunțată.

Rezultatele unei astfel de încărcări ciclice se pot urmări în Fig.2.5.4 [Oh1]. În Fig.2.5.4, a se prezintă calea de deformare impusă (OO'ABCDAB...) în spațiul deformațiilor ( $e_1 = e$  și  $e_3 = \gamma$ ), care generează o încărcare în antifază.

Modificarea în timp a tensiunilor ciclice care rezultă se poate vedea în Fig.2.5.4, b (pentru tensiunea  $\sigma_1 = \sigma$ ), când amplitudinea deformației  $\Delta e_M/2$  are valorile 0,2 %, 0,4 % și 0,6 %, iar în Fig.2.5.4, c- pentru tensiunea  $\sigma_3 = \tau$  și aceleași

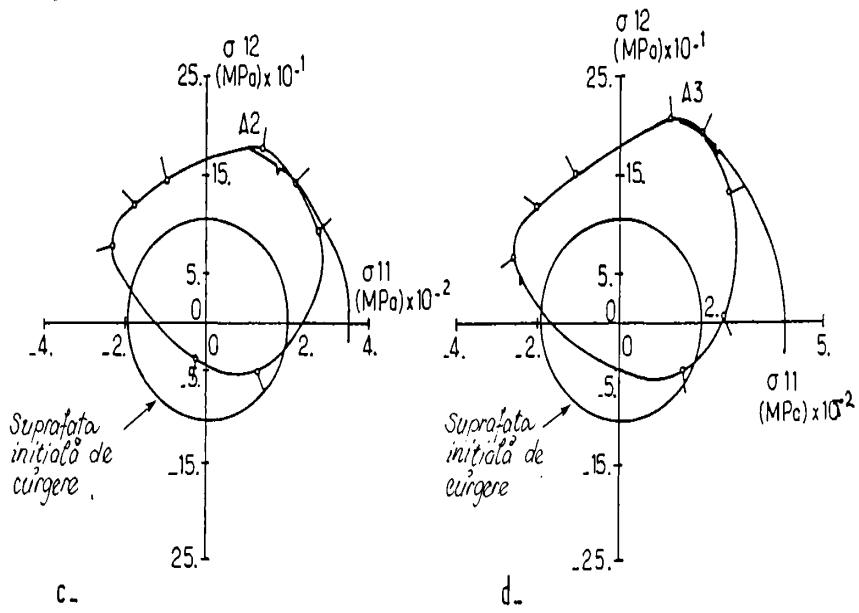
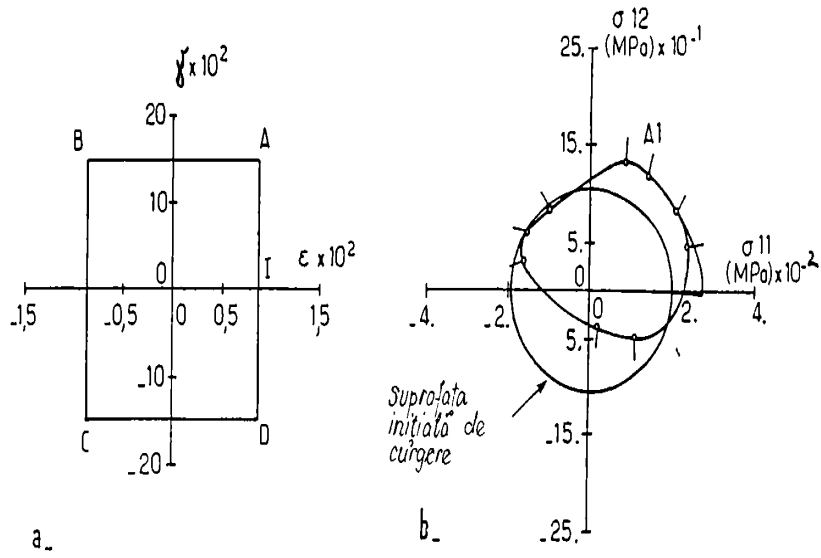


Fig.2.5.5



valori ale amplitudinii deformației [Oh1].

Evoluția formei suprafeței de curgere cu numărul de cicluri, la o încărcare în antifaza se poate urmări în Fig.2.5.5 [Bc1]. În figura se prezintă: a)- calea de încărcare ciclică în spațiul deformațiilor: OIABCDABCDABCD, b)- suprafața de curgere în punctul A pentru primul ciclu, c)- același lucru, pentru al doilea ciclu iar d)- pentru al treilea ciclu. Segmentele reprezentate pe figura dau direcțiile incrementelor de deformare plastică.

Anizotropia materialului se poate produce și în cazul încărcărilor neproporționale, când

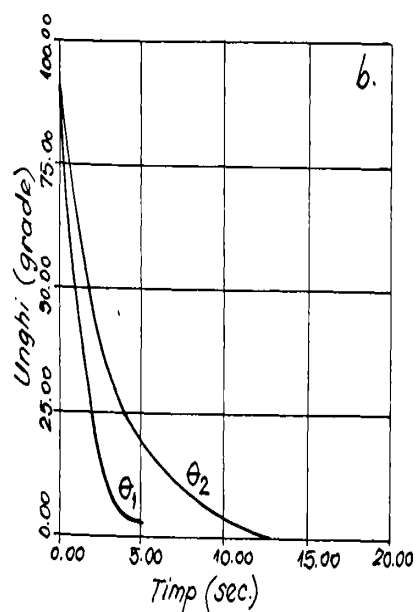
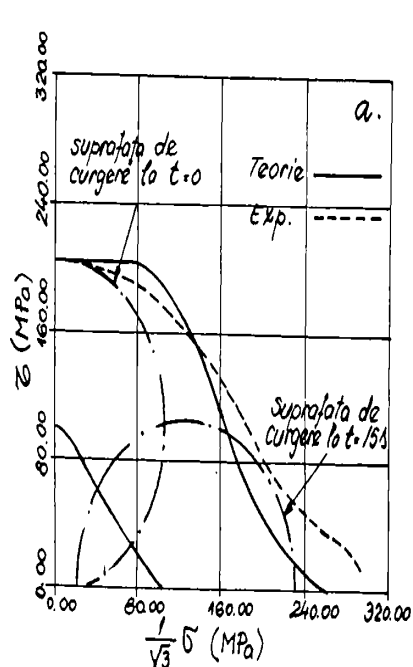


Fig.2.5.6

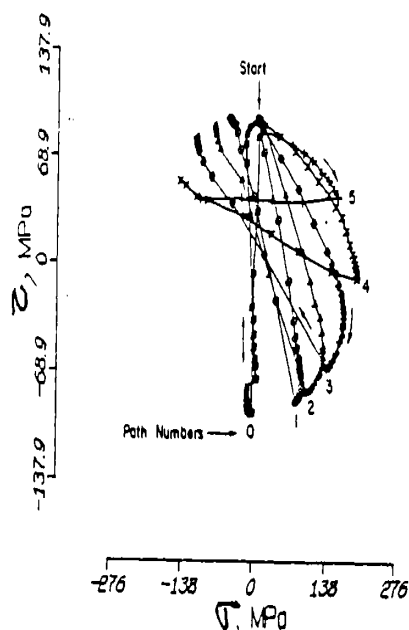
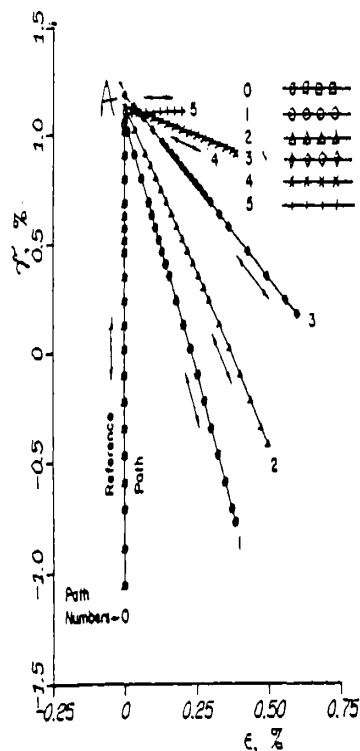


Fig.2.5.7

direcțiile evoluției deformației vâscoplastice ( $\theta_1$ ) și ale tensiunii ( $\theta_2$ ) nu mai coincid. Acest lucru se poate vedea în cazul prezentat în Fig.2.5.6 [Gi2]. Modelul prezentat pentru simularea încărcării experimentale este de tip Mroz și este comparat cu rezultatele experimentale

obținute pe un oțel moale [Me4]-[Me6], [Ma3]. Incercarea experimentală constă în aplicarea unei solicitări de torsiune până la depășirea limitei de curgere, menținerea constantă a acesteia și suprapunerea unei solicitări de tracțiune. Se observă experimental și din simulare ca tensiunea tangențială scade cu creșterea tensiunii normale.

În Fig.2.5.6,a este reprezentat traseul urmat de tensiune în spațiul  $(\tau-\sqrt{3}\sigma)$  cu linie punctată (experimental) și plină (simulare), și de asemenea traseul urmat de centrul suprafeței de curgere (teoretic). Pozițiile suprafeței de curgere la  $t = 0$  și  $t = 15$  s sunt trasate cu linie - punct. În Fig.2.5.6,b este data evoluția în timp a vectorilor direcțiilor  $\theta_1$  și  $\theta_2$ , pentru cele 15 s considerate. Se observă ca se produce o întârziere a rotirii vectorului tensiune relativ la cel al ratei deformațiilor, ceea ce s-a observat și experimental [Me4].

Direcțiile  $\theta_1$  și  $\theta_2$  sunt definite astfel:

$$\begin{aligned}\theta_1 &= \arctg(\dot{\gamma}^p / \sqrt{3}\dot{\epsilon}^p) \\ \theta_2 &= \arctg(\sqrt{3}\tau / \sigma)\end{aligned}\quad (2.5.2)$$

În cazul unei solicitări ciclice complexe cu controlul deformației a unor probe de cupru, cum este cea exemplificată în Fig.2.5.7, a [La1], pe traseul A-O-A-1-A-2-A-3-A-4-A-5 (rasucire și apoi combinații de rasucire cu întindere, ambele solicitări având o variație sinusoidală), tensiunea rezultantă în planul  $(\sigma-\tau)$  are evoluția prezentată în Fig.2.5.7,b.

Din înregistrarea pe ploter prezentată în figura, se poate observa o tendință clară de a se ajunge la echilibru, punctele din partea de jos fiind din ce în ce mai apropiate, incrementul de tensiune scăzând la zero.

Posibilitatea modelelor de a simula comportarea materialelor a fost testată de mulți cercetători, utilizând cai de încărcare din ce în ce mai complexe.

Pentru exemplificare se prezintă o comparație între rezultatele experimentale și cele simulate prin utilizarea modelului [Wb1] pe oțelul En15R: în Fig.2.5.8: a) și c)- caile de încărcare aleatoare în spațiul deformațiilor, iar Fig.2.5.8, b) și d)- răspunsul modelului (linie plină) comparat cu valorile experimentale (puncte) în spațiul tensiunilor. Având în vedere complexitatea cailor de încărcare, se apreciază o bună corelare a rezultatelor.

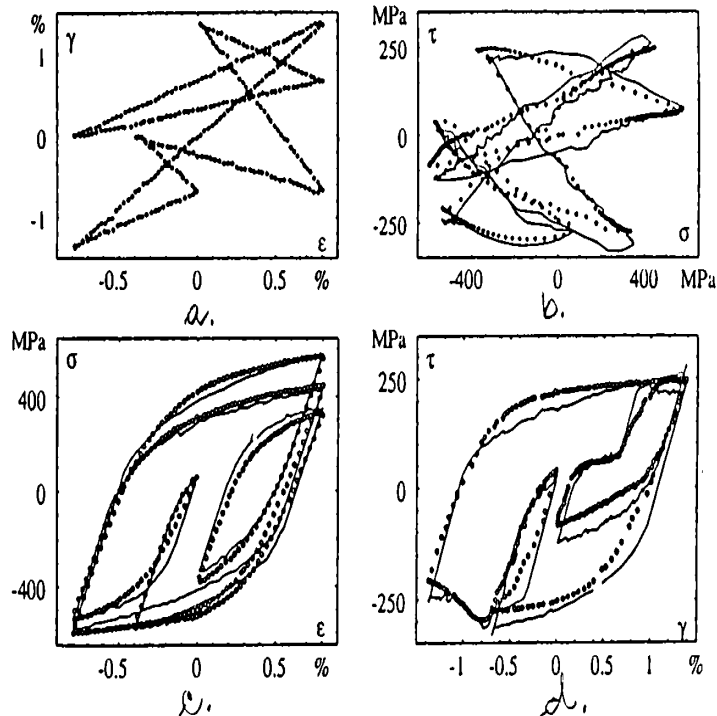


Fig.2.5.8

Suprafața de curgere poate suferi deformații și la modificarea temperaturii. În Fig.2.5.9 se pot vedea suprafețele de curgere în planul  $\sigma-\sqrt{3}\tau$  pentru diferite temperaturi. Cum este de așteptat, aceasta se micșorează izotropic cu creșterea temperaturii.

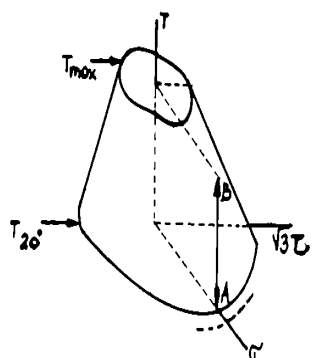


Fig.2.5.9

Modificarea suprafeței de curgere la anumite temperaturi, după solicitarea aplicată corespunzător tensiunii din punctului A, se poate vedea în Fig.2.5.10,a, trasată cu linie plină. Se observă tendința de a se forma un colț pe direcția solicitării și o țesitură pe direcția opusă. Elipsele suprafețelor inițiale de curgere sunt marcate cu linie punctată.

În Fig.2.5.10,b se prezintă modificarea suprafețelor inițiale de curgere (linie punctată) în cazul în care se produce un increment de temperatură în punctul A. Și în acest caz se observă tendința de creștere a unui colț pe

direcția solicitării.

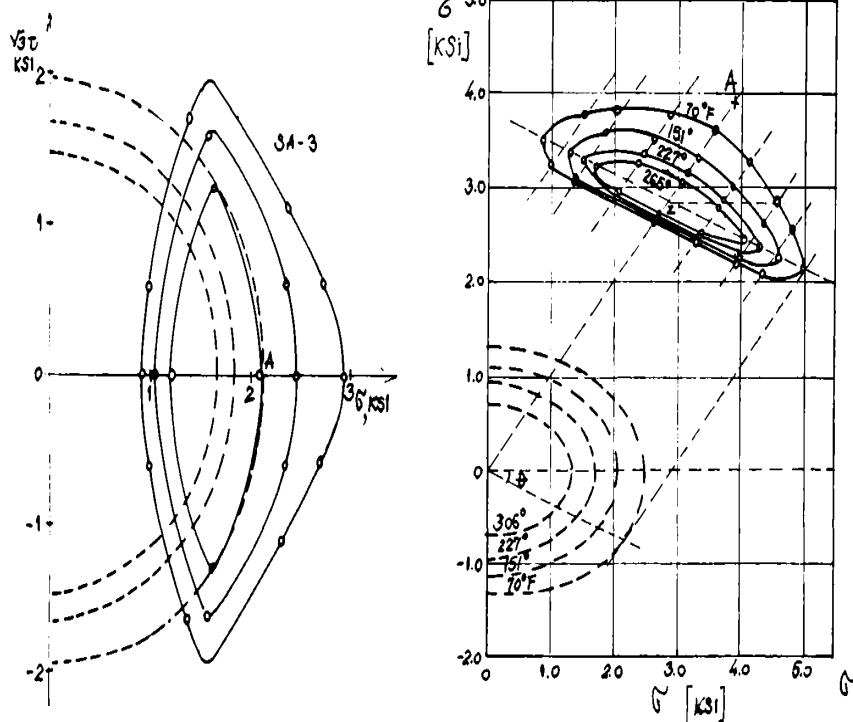


Fig.2.5.10

## 2.6 Prezentarea altor modele unificate

Multe alte modele constitutive s-au dezvoltat în ultimii ani, cum ar fi: [Se1], [Ro1], [Pu1], [Es2], [An1], [Hk1]. Acestea pot fi privite toate ca modificări ale modelelor prezentate la paragraful 2.4-2.5.

O trasatură aparte o are modelul propus de Cailletaud [Ca1], [Ca2], care are o abordare micromecanică pentru comportarea inelastică a materialului.

Conform modelului, plasticitatea este considerată ca un rezultat al diferitelor sisteme de alunecare discrete [Ko1]. Întărirea izotropă este asociată interacțiunilor dintre dislocații "pe scara redusă", sau între dislocații și obstacolele dispersate. Acest tip de fenomene nu sunt

orientate, microstructurile fiind aproape simetrice [We1], [Wb1], astfel ca energia consumata pentru o încarcare la întindere nu poate fi recuperata la o încarcare inversata (compresiune).

Întărirea izotropica este introdusa în model prin partea intergranulara a acestuia. Interacțiunea dintre sistemele de alunecare este obținuta printr-o matrice de interacțiune, permițând descrierea unei întariri latente [Fr1], [Co1].

Întărirea cinematica este legata de eterogenități, astfel ca poate fi generata la 2 nivele într-un policristal:

- neuniformitatea distribuției tensiunilor între graunți (tensiuni interne, locale);
- interacțiunea "pe scara larga" în interiorul graunților.

S-a aratat, spre exemplu, ca dislocațiile by-paseaza precipitatele și ca dislocațiile sunt aranjate în "pereți" și "celule" [Mu1], [Br1], [Br2]. Urcarea dislocațiilor cauzeaza întarire, dar în același timp stocheaza energie elastica. În timpul unei deplasari în sens invers a dislocațiilor, prezența tensiunii de echilibru face ca curgerea sa se produca mai ușor. Dacă întreaga energie este recuperata, întărirea se poate considera reversibila (cazul întaririi cinematice liniare). În materialele reale, acest lucru nu se produce și trebuie considerata întărirea cinematica neliniara. În acest caz, o parte a energiei consumate pentru întindere este disipata și nu se mai recupereaza.

La scara macroscopica deci, întărirea izotropica corespunde unui proces de deformare pentru care tot lucrul plastic este disipat. Tensiunea de curgere variaza monoton cu deformația plastica sau lucrul plastic acumulat.

La întărirea cinematica, o parte însemnata a lucrului plastic este stocat la scara microscopica și poate fi regasit daca, spre exemplu, unei tracțiuni îi urmeaza o compresiune.

Predictibilitatea modelului se poate urmări în Fig.2.6.1 pentru o cale de încarcare înforma de X și în Fig.2.6.2 pentru o încarcare tip "treapta" în spațiul tensiunilor (cu 1, 2, 4 și 8 trepte). Valorile obținute prin simulare (cu linie plina) sunt apropiate de cele experimentale (cu linie punctata).

Un alt model bazat pe schimbarile interne (microstructurale) din material este cel propus de [Fj1]-[Fj4]. Previzuniile date de modelul sau pentru comportarea oțelului 304 SS în cazul încărcarilor neproporționale s-au dovedit în concordanță cu rezultatele experimentale.

Pentru exemplificare se prezinta compararea rezultatelor experimentale cu cele simulate pentru 2 situații:

- cazul când amândoua componente ale deformației variaza sinusoidal în spațiul  $\gamma^p/\sqrt{3}-e^p$  rezultând încarcarea circulara. În Fig.2.6.3,a se prezinta în stânga calea de încarcare circulara, iar în dreapta, raspunsul în planul tensiunilor  $\sqrt{3}\tau-\sigma$  (experimental). În Fig.2.6.3,b sunt date curbele obținute prin simulare pentru încarcarea de la cazul a), observându-se o foarte mare apropiere față de valorile experimentale.
- cazul când calea de încarcare este patrata în spațiul deformațiilor, raspunsul experimental în spațiul tensiunilor este prezentat în Fig.2.6.4,a. Simularea caili de încarcare și a raspunsul în spațiul tensiunilor se poate urmări în Fig.2.6.4,b, observându-se de asemenea buna corelare a rezultatelor.

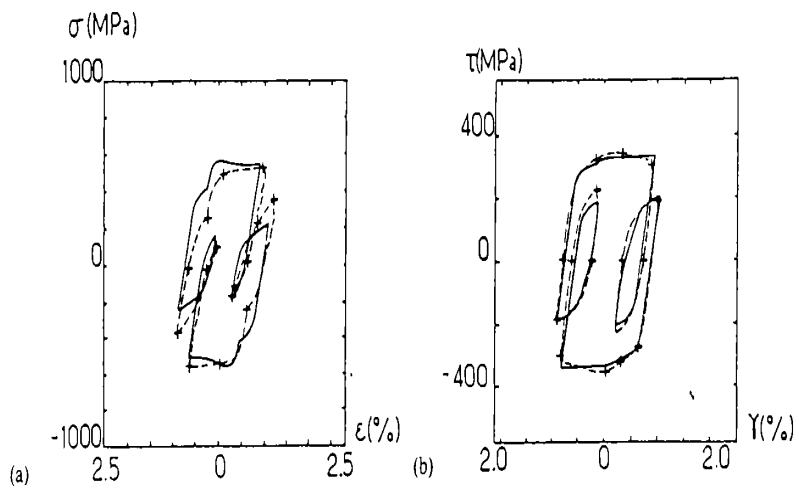


Fig.2.6.1

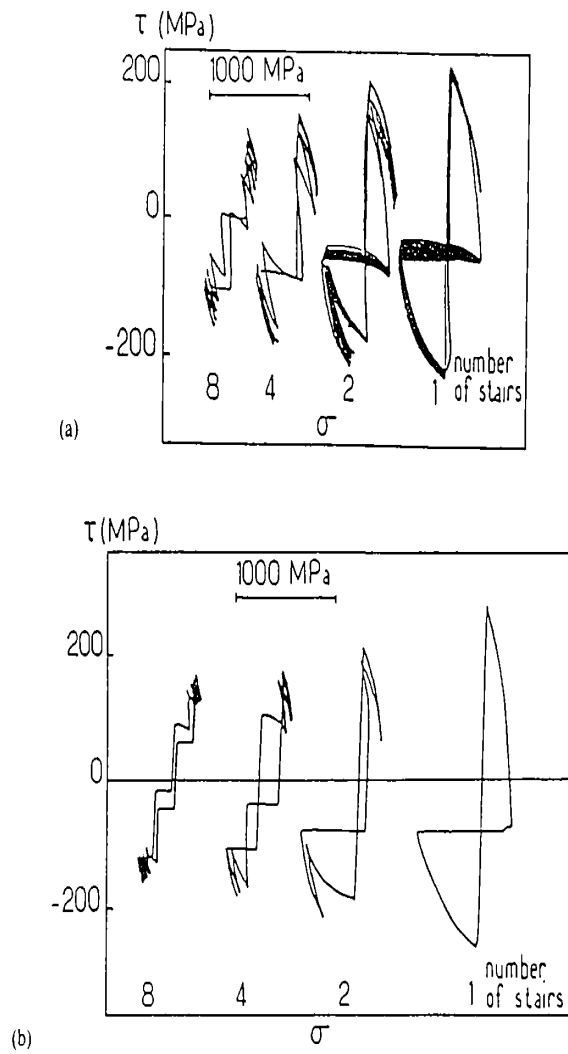


Fig.2.6.2

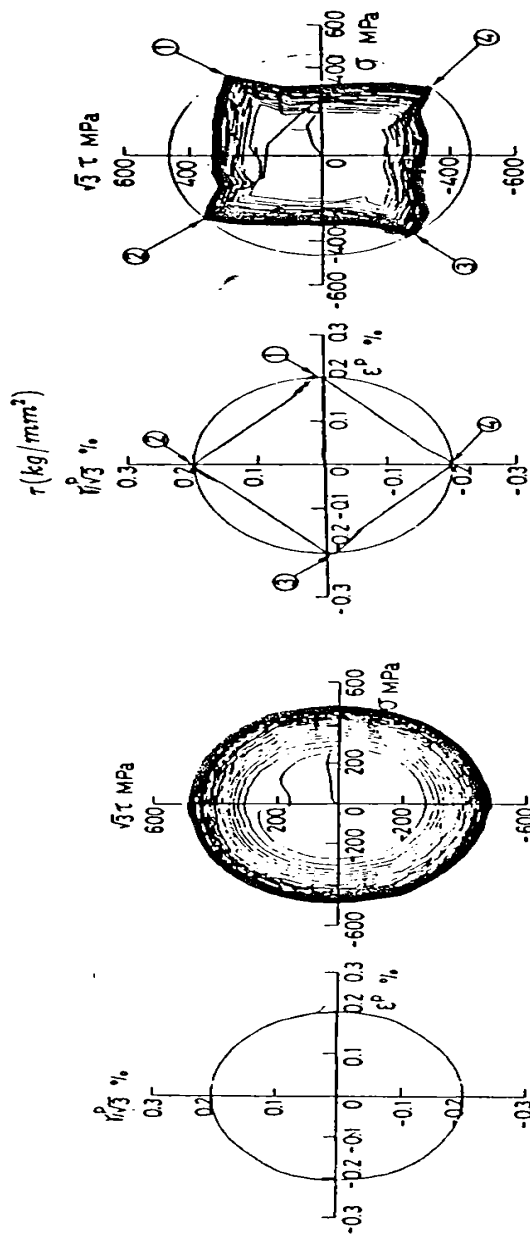


Fig.2.6.3

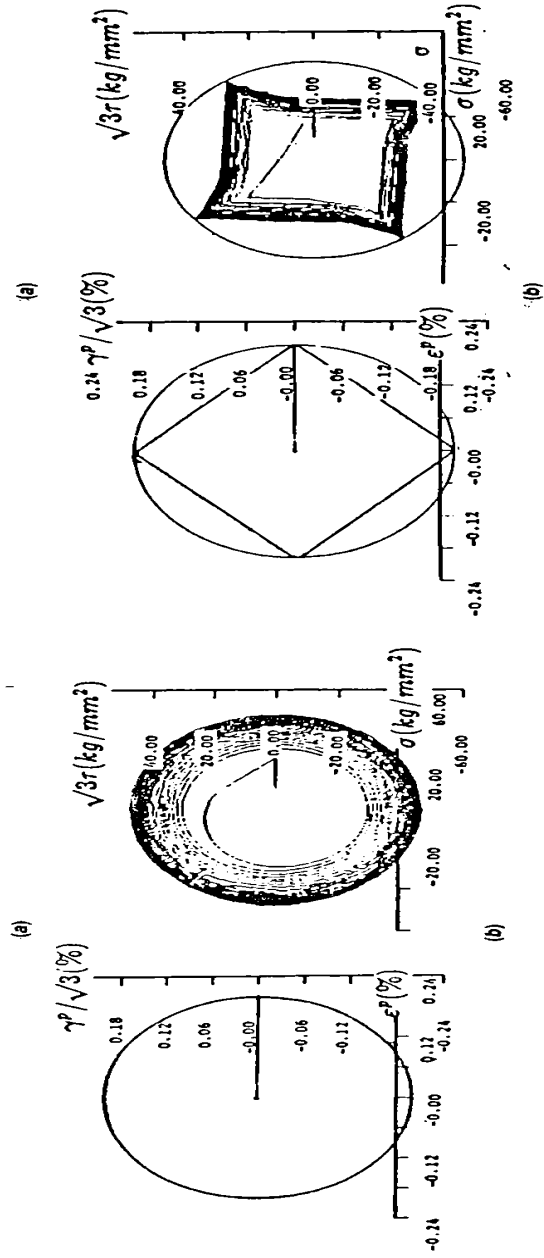


Fig.2.6.4

## 2.7 Identificarea constantelor din modelele unificate de material

În ultimii ani, teoriile unificate ale vâscoplasticității s-au dezvoltat substanțial. În acestea se caută ca toate aspectele comportării inelastice a materialului să fie reprezentate de aceeași variabilă. În această formulare, curgerea plastică în condiții monotone și ciclice, dependența de evoluția deformației, fluajul și relaxarea sunt obținute dintr-un singur set de ecuații. Acestea constă din: (1) o relație tensorială între evoluția deformației plastice și deviatorul tensiunilor - legea de curgere; (2) o funcție scalară care leagă invarianții evoluției deformației plastice și tensiune și include variabile dependente de temperatura și calea de încărcare - ecuația cinetică; (3) ecuația de evoluție pentru acele variabile care sunt în general o măsură a rezistenței la curgerea plastică.

Dintre cele mai cunoscute și utilizate teorii, actualmente sunt cele ale lui Bodner-Partom și Chaboche.

O problemă inerentă care apare la utilizarea modelelor este multitudinea constantelor din ecuațiile de evoluție a variabilelor de întărire care nu pot fi ușor identificate sau determinate din datele experimentale. Aplicarea teoriilor unificate este uneori dificilă și datorită procedurilor de triere și apreciere a erorilor, proceduri necesare la determinarea optimă a constantelor de material.

Pentru cazul uniaxial, tensiunea  $\sigma$  se poate exprima din legea de curgere, sub una din formele generice:

a) pentru cazul când variabilele de întărire sunt cantități scalare (exemplu: modelul Bodner-Partom):

$$\sigma = (K+D) f_1(\dot{\epsilon}^p, T) \quad (2.7.1)$$

unde  $K$  și  $D$  reprezintă componentele întăririi  $Z$  (izotropica și respectiv direcțională), iar  $f_1$  este o funcție a cărei formă va fi precizată ulterior. În timp ce  $K$  crește monoton cu deformarea plastică,  $D$  își schimbă semnul la schimbarea sensului tensiunii.

Chiar și pentru cazul unei stări complexe de tensiune, implementarea ec.(2.7.1) în codurile cu EF nu ridică probleme.

În cazul încărcării ciclice, variabila de întărire  $Z$  are valoarea  $K+D$  la încărcarea inițială, dar ia valoarea  $K-D$  la reversarea tensiunii.

b) pentru cazul când întărirea direcțională (cinematică) este reprezentată prin tensiunea de echilibru (notată  $\Omega$  sau  $X$ ), în sensul întăririi cinematice clasice - (modelul Krieg-Swearengen, Miller-Schmidt, Walker, Chaboche).

$$\sigma - \Omega = K \cdot f_2(\dot{\epsilon}^p, T) \quad (2.7.2)$$

unde  $f_2$  este de asemenea o funcție a cărei formă va fi precizată în continuare.

Diferența esențială dintre cele 2 abordări este că în (2.7.1) raportul dintre tensiunea  $\sigma$  și variabila de întărire  $Z=K+D$  este direct proporțional cu funcția  $f_1$ , pe când în (2.7.2),  $(\sigma-\Omega)/K$  este proporțional cu funcția  $f_2$ .

În continuare se vor trata într-o manieră unitară modelele care țin cont de influența temperaturii și a vitezei de deformare.

### 2.7.1 Determinarea constantelor modelelor pe baza încercărilor experimentale

#### 1) cazul comportării la temperaturi moderate, fara a considera revenirea termica

Procedura propusă în continuare constă în dezvoltarea unei relații generale între tensiune și derivata acesteia în raport cu o măsură a întăririi (notată generic  $M$ ):  $d\sigma/dM$ , care să ducă la forme funcționale simple pentru legea de curgere și pentru cele 2 măsuri diferite ale întăririi:  $K$  și  $D$  menționate mai sus la cazul a) și respectiv  $K$  și  $\Omega$  la cazul b). Din

reprezentarea acestor relații se vor putea determina atât caracteristicile de întarire precum și identifica constantele de material.

Relațiile de evoluție pentru întarirea izotropica și direcționala (fara a introduce revenirea termica) au în general o forma de tip "saturat", care poate fi privita ca o combinație între întarirea lineara și un termen de revenire dinamica:

$$\dot{K} = m_1(K_1 - K)\dot{M}, \quad K(0) = K_0 \quad (2.7.3)$$

$$\begin{aligned} a) \quad \dot{D} &= m_2(D_1 - D)\dot{M}, \quad D(0) = 0 \\ b) \quad \dot{\Omega} &= m_2(\Omega_1 - \Omega)\dot{M}, \quad \Omega(0) = \Omega_0 \end{aligned} \quad (2.7.4)$$

unde  $m_1$ ,  $m_2$ ,  $K_1$ ,  $K_0$ ,  $\Omega_1$  și  $D_1$  sunt constante de material, de preferință independente de temperatura și viteza de deformare. Parametrii  $K_1$  și  $D_1$  (sau  $\Omega_1$ ) sunt valorile limita (asimptotice) pentru variabilele interne izotropice și direcționale, iar  $m_1$  și  $m_2$  sunt coeficienții de întarire care depind de alegerea lui  $M$  și a variabilei de întarire.

Masura modificării întaririi  $M$  este de regula aleasa ca fiind fie modificarea deformației inelastice (întarire prin deformare), fie modificarea lucrului mecanic plastic (întarire prin lucru mecanic).

a) In cele ce urmeaza se dezvolta abordarea data de relația (2.7.1) și se utilizeaza ca modificare a întaririi, lucrul mecanic plastic (modelul Bodner- Partom). Neglijând revenirea termica și observând că întarirea direcționala se satureaza mult mai rapid ca cea izotropica pentru cele mai multe materiale, ( $m_2 > m_1$ ), în regiunea deformațiilor plastice mici se pot face urmatoarele aproximații:

$$K \approx K_0 \quad (2.7.5)$$

$$D = (\sigma/f_1) - K \approx (\sigma/f_1) - K_0 \quad (2.7.6)$$

unde  $K_0$ , valoarea inițiala a lui  $K$ , este o constanta de material care poate depinde de temperatura dar este independenta de evoluția deformației plastice.

Expresia generala a modificării întaririi prin lucru mecanic  $\gamma = d\sigma/dW_p$ , obținuta din (2.7.3), (2.7.4) și (2.7.1) este:

$$\gamma = f_1[m_1(K_1 - K) + m_2(D_1 - D)] \quad , \text{ de forma} \quad (2.7.7)$$

$$\gamma = \text{const.} - m_2\sigma \quad (2.7.7')$$

sau, prin substituirea relațiilor (2.7.5) și (2.7.6):

$$\gamma = f_1[m_1(K_1 - K_0) + m_2(K_0 + D_1)] - m_2\sigma \quad (2.7.8)$$

Aceasta arata ca reprezentarea  $\gamma - \sigma$  este liniara cu panta  $m_2$  (la deformații mici).

La deformații plastice mai mari, dar înca în condițiile acceptării ipotezei micilor deformații, valoarea de saturație a lui  $D$  este  $D_1$  din (2.7.1) și (2.7.7) rezulta:

$$\gamma = f_1 m_1 (K_1 + D_1) - m_2 \sigma \quad (2.7.9)$$

care este liniara cu panta  $m_2$ . Aceasta înseamna ca dependența  $\gamma - \sigma$  este liniara pe tot domeniul deformațiilor plastice, dar având pante diferite.

Presupunând ca relațiile (2.7.8) și (2.7.9) sunt aplicabile pentru materialul studiat, se pot determina constantele asociate întaririi izotropice și direcționale utilizând testele de întindere monotona.

O alta observație este aceea ca porțiunile liniare ale curbei  $\gamma - \sigma$  pentru diferite temperaturi sau viteze ale deformației plastice (în cazul ca  $m_1$  și  $m_2$  sunt independente de



acestea), vor suferi doar translații de-a lungul axei tensiunii.

b) Pentru modelele bazate pe tensiunea de echilibru și care au ca măsură a întăririi viteza deformației plastice (modelul Chaboche), expresia generală a întăririi prin deformație,  $\theta = d\sigma/d\epsilon_p$ , se obține din ecuația de evoluție și ecuația (2.7.2):

$$\theta = f_2 m_1 (K_1 - K) + m_2 (\Omega_1 - \Omega) \quad (2.7.10)$$

Utilizând relația (2.7.2), la deformații mici,  $K$  și  $\Omega$  se pot obține aproximativ ca fiind:

$$K \approx K_0 \quad (2.7.11)$$

$$\Omega = \sigma - f_2 K = \sigma - f_2 K_0 \quad (2.7.12)$$

Substituind aceste aproximări în relația (2.7.10) rezulta:

$$\theta = m_1 (f_2 K_1 - K_0) + m_2 (f_2 K_0 + \Omega_1) - m_2 \sigma \quad (2.7.13)$$

Presupunând ca valoarea saturată la deformații plastice mari a lui  $\Omega$  este  $\Omega_1$ , punând  $\Omega = \Omega_1$  în (2.7.2) și (2.7.10), rezulta:

$$\theta = m_1 (f_2 K_1 + \Omega_1) - m_2 \sigma \quad (2.7.14)$$

Relațiile (2.7.13) și (2.7.14) arată ca curbele  $\theta - \sigma$  sunt în esență biliniare cu panta  $m_2$  la deformații plastice mici și cu panta  $m_1$  la deformații plastice mari. Observațiile din cazul precedent, privind translația acestora de-a lungul axei  $\sigma$  rămân valabile.

## 2) Comportarea la temperaturi ridicate cu introducerea revenirii termice

Efectul revenirii termice statice se poate include prin introducerea unui termen în plus în ecuația de evoluție a variabilelor de întărire:

$$\dot{K} = m_1 (K_1 - K) \dot{M} - A_1 K_1 \left[ \frac{K - K_2}{K_1} \right]^{r_1} \quad (2.7.15)$$

$$\dot{D} = m_2 (D_1 - D) \dot{M} - A_2 K_1 \left[ \frac{D}{K_1} \right]^{r_2} \quad (2.7.16)$$

unde  $K_2$  este valoarea obținută la o anumită temperatură, după revenirea completă, și poate fi luată în general ca egală cu  $K_0$ , valoarea inițială a lui  $K$ ;  $A_1$ ,  $A_2$ ,  $r_1$  și  $r_2$  sunt constante de material

Diferențiind ecuația (2.7.1) în raport cu  $W_p$  și înlocuind  $K$  și  $D$  din relația (2.7.15) și (2.7.16), se obține pentru  $\gamma$ :

$$\gamma = f_1 [m_1 (K_1 - K) + m_2 (D_1 - D) - \frac{A_1 (K_1)^{1-r_1}}{\sigma \dot{\epsilon}^p} (K - K_0)^{r_1} - \frac{A_2 (K_1)^{1-r_2}}{\sigma \dot{\epsilon}^p} |D|^{r_2}] \quad (2.7.17)$$

Pentru deformații mici, se pot introduce în (2.7.17) relațiile de aproximare (2.7.5) și (2.7.6); punând în termenul de revenire:

$$\sigma_0 = f_1 K_0(T) \quad , \quad D = (\sigma - \sigma_0) / f_1 \quad (2.7.18)$$

se obține:

$$\gamma = f_1[m_1(K_1 - K_0) + m_2(K_0 + D_1)] - \frac{A_2(f_1 K_1)^{1-r_2}}{\sigma \dot{\epsilon}^p} (\sigma - \sigma_0)^{r_2} \quad (2.7.19)$$

Intrucât mecanismul detaliat al revenirii termice nu este încă foarte bine înțeles, pentru a reduce numărul constantelor de material, pentru o analiză macroscopică aproximativă se poate lua  $A = A_1 = A_2$  și  $r = r_1 = r_2$ , astfel încât rata întăririi prin lucru mecanic cu introducerea revenirii termice devine:

$$\gamma = \frac{d\sigma}{dW_p} = f_1[m_1(K_1 - K_0) + m_2(K_0 + D_1)] - m_2 \sigma - \frac{A(f_1 K_1)^{1-r}}{\sigma \dot{\epsilon}^p} (\sigma - \sigma_0)^r \quad (2.7.20)$$

Pe aceeași bază, evoluția întăririi prin deformare pentru intervalul deformațiilor mici, la modelele bazate pe tensiunea de echilibru, este:

$$\theta = \frac{d\sigma}{d\epsilon_p} = m_1(f_2 K_1 - K_0) + m_2(f_2 K_0 + D_1) - m_2 \sigma - \frac{A(f_2 K_1)^{1-r}}{\dot{\epsilon}^p} (\sigma - \sigma_0)^r \quad (2.7.21)$$

Pentru  $A=0$ , relațiile (2.7.20) și (2.7.21) se reduc la (2.7.8) și (2.7.13); aceasta se întâmplă când revenirea termică statică este neglijabilă (de exemplu la viteze de deformare mari sau la temperaturi moderate). Din relațiile (2.7.20) și (2.7.21) se observă că curbele  $\gamma$ - $\sigma$  și  $\theta$ - $\sigma$  nu mai sunt liniare în cazul când revenirea termică este semnificativă. Pentru cazul când  $m_1$  și  $m_2$  sunt constante, prin compararea curbelor de la diferite temperaturi, este posibil să se identifice câmpul de temperaturi pentru care revenirea este semnificativă.

În condiții staționare de tensiune și la viteza de deformare constantă (de exemplu, fluajul secundar), viteza de evoluție a întăririi este egală cu cea a revenirii termice, astfel încât  $\gamma=0$ . Egalând relația (2.7.20) cu zero se obține:

$$q - A(f_1 K_1)^{1-r} (\sigma_c - \sigma_0)^r = 0 \quad , \text{ unde s-a notat: } \quad (2.7.22)$$

$$q = [f_1(m_1(K_1 - K_0) + m_2(K_0 + D_1)) - m_2 \sigma_c] \sigma_c \dot{\epsilon}_c^p \quad (2.7.23)$$

iar  $\sigma_c$  și  $\dot{\epsilon}_c^p$  sunt tensiunea și evoluția deformației plastice în timpul fluajului staționar. Constanta  $r$  este panta dreptei din reprezentarea  $q$ - $(\sigma_c - \sigma_0)$ . Odata cunoscut  $r$ , parametrul  $A$  se poate evalua din relația (2.7.22).

## 2.7.2 Identificarea constantelor în cele 2 tipuri de modele

### Exemplul I: modelul Bodner

La modelul Bodner,  $Z^1$  și  $B$  corespund notațiilor generale  $K$  și  $D$  din prezentarea modelului din acest capitol. Forma multiaxială a modelului este dată în [Bo1]-[Bo11].

Pentru identificarea constantelor sunt necesare rezultatele testelor de întindere monotona și fluaj. Sunt necesare, pentru fiecare temperatură, 2-3 teste efectuate la viteze de deformare diferite. Testele de fluaj staționar trebuie efectuate la 2-3 nivele de tensiune (în cazul când are loc și revenirea termică).

Curbele monotone  $\sigma$ - $\epsilon$  și valoarea modului de elasticitate  $E$  constituie datele de

intrare. Prin extragerea deformației elastice din cea totală, dependența  $\sigma - \epsilon^p$  se exprima prin relații polinomiale:

$$\sigma = a_0 + a_1 \epsilon^p + a_2 (\epsilon^p)^2 + \dots + a_m (\epsilon^p)^m \quad (2.7.24)$$

Coefficienții polinomului se pot calcula prin metoda celor mai mici pătrate. Evoluția întaririi prin deformație  $\theta$  și evoluția întaririi prin lucru mecanic,  $\gamma$  sunt:

$$\theta = d\sigma/d\epsilon^p = a_1 + 2a_2 \epsilon^p + \dots + m a_m (\epsilon^p)^{m-1} \quad (2.7.25)$$

$$\gamma = \theta/\sigma$$

cu  $\sigma$  obținut din relația (2.7.24). De obicei este suficient un polinom de gradul 3, cel mult 4.

Reprezentarea  $\gamma - \sigma$ , pentru o anumită temperatură și viteză de deformare plastică, este de forma prezentată în Fig.2.7.1.

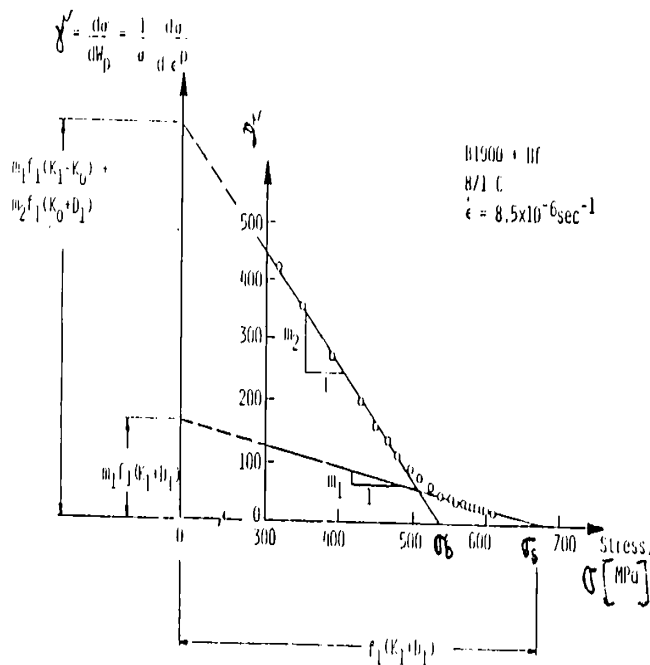


Fig.2.7.1

Marimile  $m_1$ ,  $m_2$  și tensiunea de saturație,  $\sigma_s$  se pot determina conform indicațiilor din figura. Valoarea rezultată prin extrapolare pentru  $\sigma_s$  este:

$$\sigma_s = f_1(K_1 + D_1) \quad (2.7.26)$$

În modelul Bodner-Partom, funcția  $f_1$  are forma:

$$f_1 = [2 \ln(2 D_0 / \sqrt{3} \epsilon^p)]^{-1/2n} \quad (2.7.27)$$

Parametrul  $n$  este legat de sensibilitatea la viteză de deformare (cu cât  $n$  este mai mic, cu atât sensibilitatea este mai mare).

Din aceeași reprezentare, pentru viteze diferite de deformare, se poate face reprezentarea  $\sigma_s - \epsilon^p$  din care se determină panta tensiunii de saturație:  $1/2n$ . Se determină apoi suma  $K_1 + D_1$ , cunoscând  $\sigma_s$ ,  $n$  și  $\epsilon^p$ , aplicând relația (2.7.26).

Valoarea lui  $D_0$  se ia, pentru viteze de deformare normale, egală cu  $10^4$ .  $K_1$  se determină din tensiunea de saturație, iar  $K_0$  se poate lua egal cu  $R_{p0.2}$  (limita de curgere);  $K_2$

se poate lua și el egal cu  $K_0$ .

Constantele  $A$  și  $r$  se determina utilizând curbele de tracțiune monotona corespunzătoare vitezelor de deformare mici sau datele de la fluaj staționar la 2 tensiuni diferite, din reprezentarea  $q$ - ( $\sigma_c - \sigma_0$ ), unde  $\sigma_0$  este dat de (2.7.18). În general,  $r$  este independent de temperatura, iar  $A$  se poate exprima ca funcție de aceasta printr-o lege de tip Arrhenius, cu constantele  $A_0$  și  $A_1$  depinzând de material:

$$A = A_0 \exp\left(-\frac{A_1}{T}\right) \quad (2.7.28)$$

Schema de desfășurare a unei asemenea identificări se da în Fig.2.7.2, procedura fiind utilizată de Chan [Ch16].

Parametrii de material care depind de temperatura sunt  $K_0 = K_2$ ,  $A$  și  $n$ . Pentru  $n$  se poate considera o lege de variație de tipul:

$$n = \frac{B}{T} + C \quad (2.7.29)$$

cu  $B$  și  $C$  constante de material.

Urmand aceasta procedura, pentru aliajul B1900+Hf s-au identificat urmatoarele constante care nu depind de temperatura:  $m_1 = 0,27 \text{ MPa}^{-1}$ ,  $m_2 = 1,52 \text{ MPa}^{-1}$ ,  $K_1 = 3000 \text{ MPa}$ ,  $D_1 = 1150 \text{ MPa}$ ,  $r_1 = r_2 = 2$ ,  $D_0 = 10^4 \text{ sec}^{-1}$ . Constantele care depind de temperatura au valorile prezentate în Tabelul 2.7.1

Tabelul 2.7.1

Constanta	T < 760 C	871 C	982 C	1093 C
n	1,055	1,03	0,85	0,70
$K_0 = K_2$ [MPa]	2700	2400	1900	1200
$A_1 = A_2$ [s <sup>-1</sup> ]	0	0,0055	0,02	0,25

#### Exemplul II: modelul Chaboche

Pentru exemplificare se prezinta procedura de identificare a constantelor din modelul elastoplastic Chaboche cu întarire cinematica neliniara [Ch0],[Ch7], cu scopul de a putea modela deformarea progresiva (vezi Cap. VII) care apare în cazul cilindrilor subțiri, având o sollicitare multiaxiala (tracțiune constanta și torsiune alternanta).

Modelul are 2 variabile de întarire,  $X_1$  și  $X_2$ . Pentru tracțiune monoaxiala ( $\epsilon^p > 0$ ):

$$X = X_1 + X_2 = \frac{C_1}{\gamma_1} [1 - \exp(-\gamma_1 \epsilon^p)] + \frac{C_2}{\gamma_2} [1 - \exp(-\gamma_2 \epsilon^p)] \quad (2.7.30)$$

iar pentru curba tensiune- deformare ciclica:

$$X_a = \frac{C_1 \exp(2\gamma_1 \epsilon_a^p) - 1}{\gamma_1 \exp(2\gamma_1 \epsilon_a^p) + 1} + \frac{C_2 \exp(2\gamma_2 \epsilon_a^p) - 1}{\gamma_2 \exp(2\gamma_2 \epsilon_a^p) + 1} \quad (2.7.31)$$

unde  $C_1$ ,  $C_2$ ,  $\gamma_1$  și  $\gamma_2$  sunt parametrii de material.

Relațiile (2.7.30) și (2.7.31) au aceleași condiții la limita:

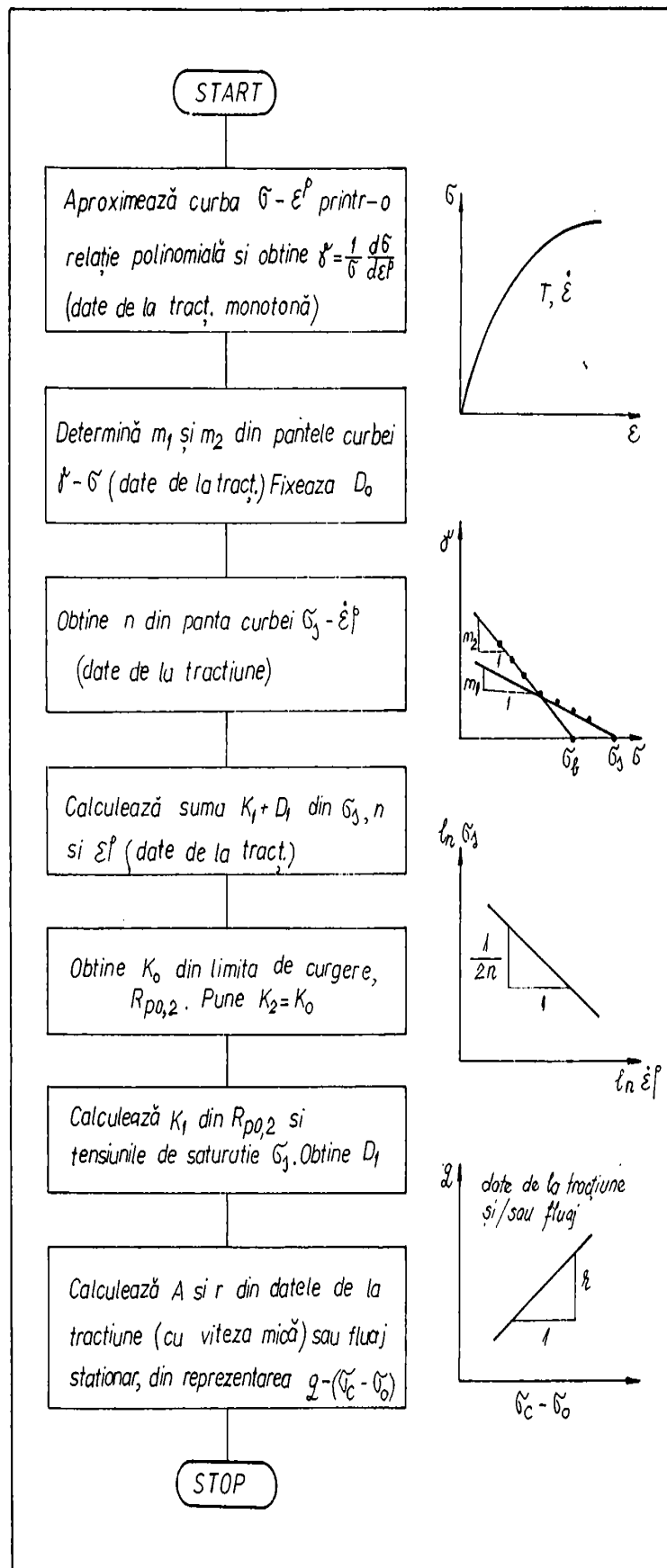


Fig.2.7.2

$$\frac{dX}{d\varepsilon^p} = \frac{dX_a}{d\varepsilon_a^p} = C_1 + C_2, \text{ pentru } \varepsilon^p = 0 \quad (2.7.32)$$

$$X, X_a \rightarrow \frac{C_1}{\gamma_1} + \frac{C_2}{\gamma_2}, \text{ pentru } \varepsilon^p, \varepsilon_a^p \rightarrow \infty$$

Astfel,  $C = C_1 + C_2$  este panta în origine ( $\sigma = \sigma_y = R_{p0,2}$ ) a ambelor curbe.

Introducerea întaririi ciclice se poate face prin considerarea caracteristicilor de material  $\gamma_1$  și  $\gamma_2$  ca dependente de deformația plastică acumulată,  $p$ , după legea:

$$\gamma_i = \gamma_i^0 [a + (1-a)\exp(-bp)] \quad (2.7.33)$$

unde  $a$  și  $b$  sunt caracteristici de material. Pentru:

$$p \rightarrow \infty, \gamma_i \rightarrow a\gamma_i^0$$

$$p = 0, \gamma_i = \gamma_i^0 \quad (2.7.34)$$

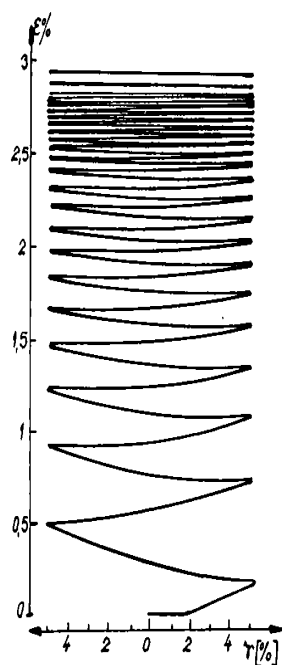


Fig.2.7.3

progresive.

Principiul identificării acestora este următorul:

- stadiul I: determinarea parametrilor  $C_1$ ,  $C_2$ ,  $\gamma_1^0$ ,  $\gamma_2^0$  și  $a$ , pe baza curbelor monotone și ciclice (în domeniul temperaturilor de interes); este posibil în acest stadiu să se determine mai multe seturi de valori.
- stadiul II: se caută condițiile care trebuie să fie satisfăcute pentru ca în simularea testelor să se atingă o stare limită a deformației progresive, care este determinată experimental pentru o solicitare axială fixă și una de torsiune alternantă, aplicată probelor de formă unor cilindrii cu pereți subțiri (Fig.2.7.3); după acest stadiu, se reține un singur set de valori;
- stadiul III: cautarea valorii lui  $b$  astfel încât să reprezinte cât mai corect alungirea progresivă determinată experimental.

Stadiul I: parametrii care trebuie determinați se pot vedea în Fig.2.7.4. Curba ciclică și monotona se reprezintă numeric conform relațiilor (2.7.30) și (2.7.31), și se pune condiția să treacă prin punctul experimental corespunzător lui  $\varepsilon_p = 1,5$  % și încercând minimizarea distanței între curba experimentală și numerică în punctul  $\varepsilon_p = 0,5$  %. Tangenta comună la curbele tensiune-deformație ciclică și monotona are panta  $C = C_1 + C_2$ .

Se alege câte un set de valori arbitrare pentru  $C_1$  și  $\gamma_1^0$  și pentru fiecare din ele se determină  $C_2$ ,  $\gamma_2^0$  și  $a$  optim astfel ca diferența față de valoarea experimentală  $X$  la  $\varepsilon^p = 0,5$

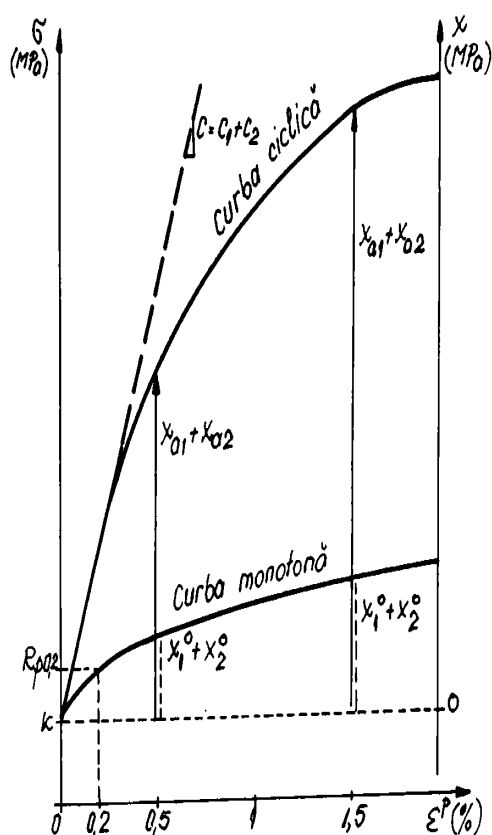


Fig.2.7.4

fi setul de parametrii pentru care raportul  $r$  are valoarea cea mai mare.

**Stadiul III:** utilizând acest set de parametrii, se stabilește valoarea parametrului  $b$  prin ajustarea curbei de deformare plastică progresivă simulată astfel încât să o reproducă cât mai bine pe cea experimentală. Deformația progresivă scade cu creșterea valorii lui  $b$ .

De exemplu, pentru un oțel austenitic A 316, la  $320^\circ\text{C}$ , au rezultat valorile:  $C_1=9450$  MPa,  $C_2=53550$  MPa,  $\gamma_1^0=67$ ,  $\gamma_2^0=54000$ ,  $a=0,00359$ ,  $b=40$ , iar numărul de cicluri utilizat a fost 100 (Fig.2.7.5). În figura se poate urmări și comparația între curbele experimentale și cele obținute prin simulare cu constantele modelului date mai sus.

Se observă că determinarea valorilor constantelor modelelor de comportament necesită calcule și reprezentări laborioase, posibil de realizat doar pe cale numerică. Din acest motiv s-au dezvoltat mai multe programe de EF al căror mod de organizare și funcționare va fi prezentat în continuare.

Totuși, determinarea cu aproximație a constantelor modelelor, după procedurile exemplificate mai sus este necesară pentru a reduce timpul de calcul numeric în procedura de optimizare.

### 2.7.3 Identificarea unui model

În cercetarea științifică se pune tot mai des problema elaborării sau reactualizării unor modele matematice care au rolul să descrie comportamentul sistemelor fizice. Pentru a dezvolta sau a valida un model se pun, în general, următoarele probleme fundamentale:

- 1) o analiză experimentală care permite, prin solicitarea în diferite moduri a sistemului, strângerea unor date experimentale de tipul: variabile de intrare (impuse) și variabile de ieșire (măsurate în urma încercării).
- 2) Etalonarea unui model analitic compus dintr-un ansamblu de ecuații care leagă între ele

și  $X_2$  la  $\epsilon_2^p = 0.5\%$  să fie minimă. Se pot găsi astfel câteva seturi de soluții, cu anumite diferențe locale între curba simulată și cea experimentală.

Soluțiile metodei descrise mai sus verifică condiția  $a < 1$  și :

$$r = \frac{C_1}{\gamma_1^0} / \frac{C_2}{\gamma_2^0} > 1 \quad (2.7.35)$$

**Stadiul II:** se procedează la simularea comportării ciclice a probei cu seturile de parametrii obținute la stadiul I, și se urmărește să se obțină limitarea deformației progresive. Pentru aceasta se aplică o tracțiune uniaxială și o torsiune ciclică alternantă pe un element de volum bidimensional liniar, utilizând relația (2.7.31) și seturile de parametrii  $C_1$ ,  $C_2$ ,  $\gamma_1$ , și  $\gamma_2$  din stadiul I. După calculul cu fiecare set de parametrii, se păstrează acel set care duce la o limitare a deformației progresive. Acesta va

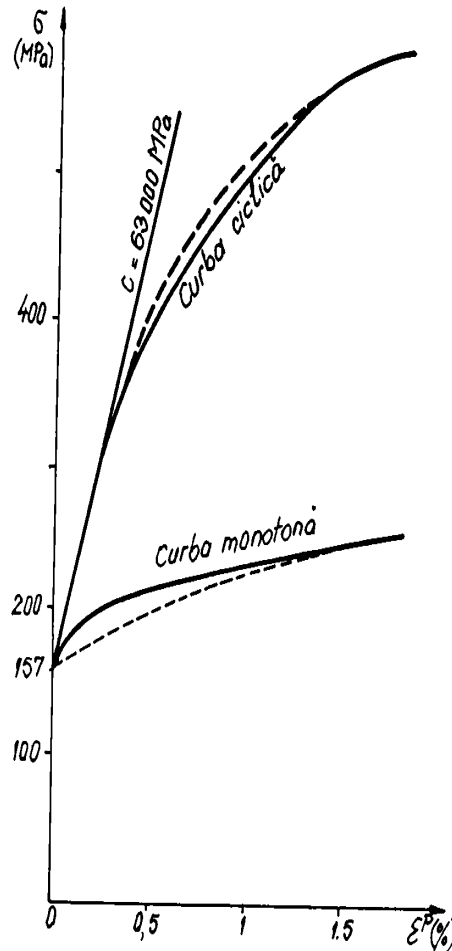


Fig.2.7.5

unor anumite variabile ale sistemului studiat. Procesul de identificare poate deci opera doar asupra "variabilelor observabile" (masurabile). Pentru a le distinge pe acestea de restul variabilelor modelului, convenim ca pe celelalte sa le numim "variabile interne". Utilizam urmatoarele notatii:

- Z(t) - variabile observabile (masurabile)
- Y(t) - variabile interne (ascunse)
- Z'(t) - valorile masurate pt. variabilele Z(t) la momentul t
- A - parametrii modelului

#### Estimarea parametrilor

Datele comune oricarei probleme de identificare sunt deci o serie de observatii experimentale și un model de comportament. Plecând de la aceste doua informații, rezolvarea problemei identificării consta în minimizarea unei funcționale care masoara, pentru o combinație de parametrii dați, distanța dintre valorile prevăzute de model și realitatea fizica reprezentata prin seria de observatii experimentale. Aceasta funcționala se poate scrie sub forma generala:

diferite variabile ale sistemului. Aceste relații pot lua forme diverse (explicite, diferențiale) și conțin în general parametrii (un numar de coeficienți intrinseci sistemului studiat: caracteristici fizice, condiții inițiale sau la limita).

Validarea modelului necesita determinarea acestor coeficienți (identificarea parametrilor modelului), cautând acea combinație de valori care pune de acord cel mai bine datele experimentale cu prevederile modelului.

La creșterea numarului de fenomene fizice pe care vrem ca modelul sa le cuprinda, complexitatea ecuațiilor constitutive crește, iar numarul de coeficienti care apar duc la necesitatea creșterii numarului (și tipurilor) de încercari experimentale pentru identificarea completa a acestora.

Analiza experimentală, indispensabila identificării parametrilor (compararea model-experiența) nu permite din pacate decât caracterizarea, prin masurare,



$$Q(A) = \sum_{i=1}^n Q_n(A), \text{ unde:} \quad (2.7.36)$$

$$Q_n(A) = \frac{1}{(t_1 - t_0)} \int_{t_0}^{t_1} (Z - Z^*)^T P (Z - Z^*) dt$$

unde: n -numarul de încercari ale bazei experimentale

$(t_0, t_1)$  - intervalul de timp al încercarii cu indicele n

$(Z - Z^*)$  - diferența între valorile variabilelor observabile și valorile simulate pentru încercarea n

P- matrice de ponderare pentru încercarea n

Evaluarea diferenței între simularea data de model și baza experimentală nu ia în considerare decât variabilele observabile necontrolate în timpul experimentării ( $Z^*$ ). In mod practic, calculul integralei de mai sus se aproximeaza printr-o serie finita, unde diferența între model și observații este evaluata doar în  $M_n$  momente de observare  $t_i$ .

$$Q_n(A) = \frac{1}{M_n} \sum_{i=1}^{M_n} (Z(t_i) - Z^*(A, t_i))^T P (Z(t_i) - Z^*(A, t_i)) \quad (2.7.37)$$

Coefficienții matricii de ponderare P sunt aleși ținând cont de caracterul nesigur al măsurării variabilelor observabile. Coeficientul asociat fiecărei variabile este egal cu inversul patratului erorii standard de masura sau a estimării sale. Aceasta alegere permite de asemenea sa primeasca mai multa "greutate" variabilele masurate cu o precizie buna.

Evaluarea parametrilor modelului care trebuie identificat se reduce la rezolvarea unei probleme de optimizare neliniara. Codul SiDoLo (=Simulare și Identificare a Legilor de comportament)- [Ca12], [Pi2]- utilizeaza în acest scop un algoritm hibrid care combina trei tehnici clasice de minimizare: metoda gradientului, metoda Newton- Raphson și Levenberg-Marquard. Calculul funcției care trebuie minimizata necesita, pentru modelele diferențiale, rezolvarea unui sistem de ecuații diferențiale. Integrarea numerica a acestui sistem se face prin metoda Runge-Kutta cu pas adaptiv.

Modul de utilizare al programului depinde de tipul formularii utilizate pentru explicitarea relațiilor de comportament din model. Cele trei tipuri de formulari care se pot rezolva prin codul SiDoLo sunt urmatoarele:

1) Modelul explicit- pentru care evaluarea lui  $Z(t)$  se face cu ajutorul relațiilor explicite:

$$Z(t) = H(t; A) \quad (2.7.38)$$

2) Modelul diferențial, pentru care evaluarea lui  $Z(t)$  necesita rezolvarea unui sistem de ecuații diferențiale de ordinul întâi:

$$Z(t) = G(Y, A, t) \text{ cu :} \\ \frac{dY(t)}{dt} = F(Y, A, t) \text{ si } Y(t_0) = Y_0 \quad (2.7.39)$$

3) Modelul exterior, pentru care evaluarea lui  $Z(t)$  se realizeaza printr-un program exterior, care necesita crearea unei interfețe între SiDoLo și modelul exterior de simulare.

Pentru rezolvarea ecuațiilor cu derivate parțiale, SiDoLo face apel la un cod cu EF, în acest caz fiind cel denumit ZeBuLoN [Bu2], care face identificarea parametrilor de material. Acesta conține 4 părți principale: un pre-procesor grafic, un post-procesor grafic și 2 module pentru computare.

Pre-procesorul consta în câteva module pentru generarea discretizării în 2D și 3D care opereaza în mod interactiv printr-un fișier intrare- ieșire. Pentru a permite o discretizare complexa, sunt introduse funcții elementare de genul "cut-paste".

Post-procesorul grafic este de asemenea un cod interactiv. Primul modul de calcul este creat pentru calcule termice (conducție, convecție) sau mecanice (plasticitate, văscoplasticitate macroscopică sau la nivel microscopic, cristalin). Al doilea modul acționează ca un post-procesor pentru primul și ca un element de intrare pentru post-procesorul grafic. Este specific pentru calculele de degradare, rupere, inclusiv estimarea duratei de viață în cazul interacțiunii fluaj-oboseala și propagarea fisurilor în cazul ruperii ductile sau fragile.

### 2.7.4 Prezentarea posibilităților de simulare ale modelului Chaboche

#### a) modelul elastoplastic

Pentru a verifica legile comportării elastoplastice, s-a efectuat identificarea prin codul Sidolo a unui material prin 8 teste (plastmat0- plastmat7) din care au rezultat următoarele "jocuri de coeficienți", prezenți în relațiile (2.3.57) și (2.3.59) ale modelului (Tabelul 2.7.2):

Tabelul 2.7.2

Test	R	$X_1$	$X_2$	$\sigma_{22}$ analitic	$\sigma_{22}$ Zebulon	$\epsilon_{22}^p$ ( $\times 10^{-3}$ ) Zebulon
plast0	H=10000 $R_0=130,0$	zero	zero	144,4530	144,4444	1,4444
plast1	$R_0=130,0$ Q = 50 b = 500	zero	zero	155,22	155,208	1,4030
plast2	$R_0=130,0$	C=10000	zero	144,453	144,444	1,4444
plast3	$R_0=130,0$	C=30000 $\gamma = 500$	zero	159,9	159,979	1,384
plast4	$R_0=130,0$	C=10000	C = 15000 $\gamma = 300$	1160,78	1160,784	1,3816
plast5	$R_0 = 130,0$	C = 15000 $\gamma = 300$	C = 6000 $\gamma = 100$	155,04	155,044	1,40368
plast6	$R_0 = 130,0$ Q = 20 b = 500	C = 15000 $\gamma = 300$	C = 6000 $\gamma = 100$	164,40	164,407	1,36767
plast7	ecruisare definita punct cu punct				165,791	1,36234

unde H este modulul de întărire plastică iar restul notațiilor sunt cunoscute din prezentarea modelului. Pentru definirea punct cu punct s-au introdus valorile tabelare:

$\sigma$ [MPa]	130	140	145	150	160	170	180
$\epsilon^p$	0	0,0001	0,0002	0,0004	0,0009	0,0017	0,002

În toate cazurile s-a folosit pentru comportarea elastică a materialului  $E = 26000 \text{ MPa}$  și  $\mu = 0,3$ .

Comportarea materialului dedusă prin utilizarea celor 8 legi diferite a fost verificată pe un exemplu simplu calculat cu codul cu elemente finite Zebulon [Bj23]. S-a considerat un element de volum din material, ale cărui deplasări sunt blocate pe latura din stânga și cea de jos, iar laturile de sus și se impune o deplasare pe direcția verticală de  $0,0014 \text{ m}$ . Tensiunile care rezultă din calculul cu Zebulon și cele analitice sunt prezentate pentru comparație în Tabelul 2.7.2; se observă că diferențele sunt foarte mici. Pentru a exemplifica grafic răspunsurile materialului în cazul celor 8 teste, în Fig.2.7.6 se prezintă dependența obținută (Zebulon) între tensiune ( $\sigma_{22}$ ) și deformație ( $\epsilon_{22}$ ) în punctul Gauss 1 al elementului considerat.

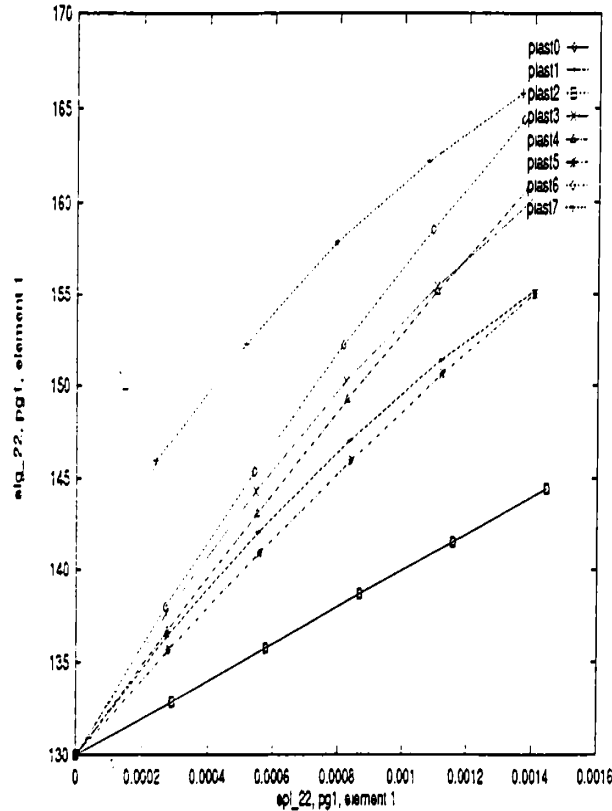


Fig.2.7.6

Se poate vedea în figura că utilizarea diferitelor legi de comportament duce la o ecruisare diferită a materialului. Se observă că cel mai mare ecruisaj se produce pentru jocul de coeficienți obținuți prin testul 7 (plast7) unde ecruisarea materialului s-a introdus punct cu punct. Sub această curbă se află cea obținută pentru cazul plast6, unde este introdusă o ecruisare combinată și multiplă (izotropica neliniară și cinematica neliniară, cu 2 variabile cinematice,  $X_1$  și  $X_2$ ). Ecruisarea cea mai mică s-a produs pentru testele cu materialul plast0 și plast1 (curbele sunt practic suprapuse) unde și legile de ecruisaj folosite sunt cele mai "rudimentare" (izotropie liniară, respectiv izotropie constantă + cinematic liniară).

#### b) modelul vâscoplastic

Pentru a vedea comportarea modelului vâscoplastic, s-a simulat încărcarea unui element de volum unitar ale cărui noduri de pe latura de jos sunt constrânse să aibă deplasare verticală ( $U_2$ ) nulă, iar nodurile de pe latura din stânga au deplasarea pe direcția orizontală ( $U_1$ ) nulă, încărcat cu o presiune de  $200 \text{ MPa}$  pe latura de sus, pe direcția  $U_2$  [Bj15]-[Bj17].

Materialul a fost identificat prin cele 6 "jocuri de coeficienți", prezentați în Tabelul 2.7.3. Pentru toate cele 6 situații s-a considerat modulul  $E = 2600000 \text{ MPa}$ ,  $\nu = 0,3$ , iar comportarea vâscoplastică dată de o lege tip Norton (2.4.12) cu  $K = 400 \text{ MPa}$  și  $n = 7$ . În

Tabelul 2.7.3 se prezintă deasemenea, pentru comparație, valorile deformației vâscoplastice  $\epsilon_{22}^{vi}$ , calculată analitic și numeric în nodul 3, după 1000s. Se poate constata o foarte bună concordanță între rezultatele analitice și cele numerice.

În Fig.2.7.7 se prezintă evoluția deformației vâscoplastice  $\epsilon_{22}^{vi}$  în timp. Se poate vedea că cele mai mari deformații se obțin prin modelarea cu coeficienții "viscop2" (corespunzatori unei întăririi izotropice constante și unei cinematice liniare), iar cele mai mici prin coeficienții "viscop6", care provin de la modelul cu întărire izotropică neliniară și una cinematică neliniară, utilizând 2 variabile:  $X_1$  și  $X_2$ .

Tabelul 2.7.3

Test	R	$X_1$	$X_2$	timp [s]	$\epsilon_{22}^{vi} \times 10^3$ , nodul 3	
					analitic	numeric
viscop1	Q=50 b=500 R <sub>0</sub> =130	zero	zero	1000	1,0889	1,09001
viscop2	R <sub>0</sub> =130	C=10000	zero	1000	1,7007	1,70295
viscop3	R <sub>0</sub> =130	C=30000 $\gamma$ =500	zero	1000	0,9446	0,946363
viscop4	R <sub>0</sub> =130	C=10000	C=15000 $\gamma$ =300	1000	0,9901	0,99187
viscop5	R <sub>0</sub> =130	C=15000 $\gamma$ =300	C=6000 $\gamma$ =100	1000	1,1444	1,14638
viscop6	Q=20 b=500 R <sub>0</sub> =130	C=15000 $\gamma$ =300	C=6000 $\gamma$ =100	1000	0,877	0,87917

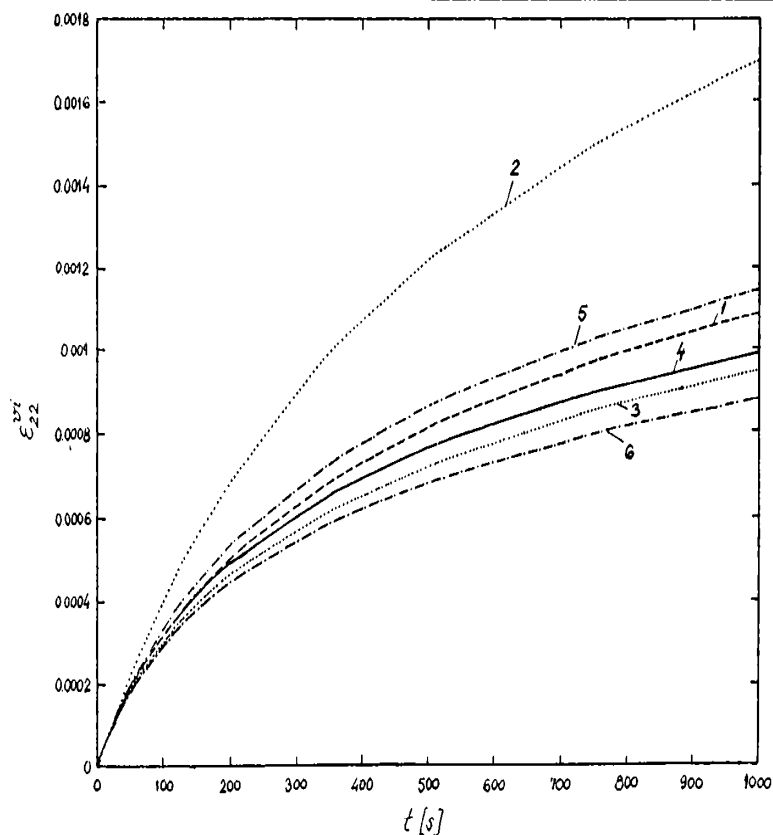


Fig.2.7.7

Este bine să se sublinieze rolul esențial pe care îl joacă într-un asemenea caz, baza experimentală, mai ales în privința interpretării rezultatelor obținute. Una din dificultățile care apar cel mai frecvent o constituie aceea că seturile de coeficienți obținuți prin metoda de optimizare nu sunt unice. Aceasta dificultate se întâlnește în 2 situații: prima se datorează unor informații experimentale insuficiente relativ la numărul de coeficienți ce trebuie identificați și nu se poate rezolva decât prin introducerea de noi încercări, bine alese; a doua apare când baza experimentală este suficientă dar modelul este inadecvat pentru a descrie simultan ansamblul testelor. Acest tip de rezultat permite precizarea domeniului de validitate a modelului reținut, ceea ce reprezintă o informație esențială din punct de vedere al utilizării sale.

### 2.7.5 Identificarea modelului pentru oțelul X20CrMoV121

Având în vedere posibilitățile modelului Chaboche, prezentate mai sus, autoarea a decis ca pentru comportarea oțelului X20CrMoV121 să utilizeze varianta modelul Chaboche cu comportare generală elastovâscoplastică. Pentru identificare (stabilirea valorilor coeficienților) s-au efectuat:

- încercări ciclice de tracțiune-compresiune cu deformație controlată (deformația are o formă de variație triunghiulară, alternant simetrică)

- încercări de tracțiune-compresiune cu deformație controlată și cu timp de menținere la deformația maximă la tracțiune a fiecărui ciclu (deformația are forma de variație trapezoidală)

Temperatura de testare a fost de 540 °C. Modul de realizare al încercărilor va fi descrise în detaliu în Capitolul 5.

În urma încercărilor, studiind alura curbelor ciclice tensiune-deformație, s-a stabilit utilizarea acelei forme a modelului care implică un potențial elastoplastic, o legere de curgere de tip Norton (parametrii  $n$  și  $K$ ), întărire izotropică neliniară (parametrii  $R_0$ ,  $Q$  și  $b$ ) și întărire cinematică prin 2 variabile cinematice: una liniară ( $C$ ) și una neliniară ( $C$  și  $D$ ). În codul ZeBuLoN, unde este implementat modelul Chaboche, parametrul " $\gamma$ " are notația " $D$ ". Pentru coeficientul Poisson s-a folosit valoarea 0.3, iar modulul de elasticitate determinat experimental și introdus în model a fost  $E=140000$  MPa (540 C). În acest model este deci necesar să se identifice 8 constante [Bj33].

Un prim pas a constat în generarea fișierului de simulare prin codul ZeBuLoN a încercării experimentale. Pentru aceasta a fost nevoie de o primă aproximare a parametrilor modelului. Aceasta s-a făcut prin procedura prezentată grafic în Fig.2.7.8, în care este prezentată curba de histerezis stabilă și curba de la prima încărcare. Având această estimare a parametrilor la temperatura de 540 C și cunoscând alura curbelor de variație a fiecărui parametru cu temperatura, a rezultat estimarea care este prezentată în Fig.2.7.9 cu linie întreruptă. Estimarea s-a făcut pentru domeniul de temperaturi 20-700°C.

Aceste valori ale parametrilor au fost introduse în fișierul de simulare F2.1 prezentat în Anexa (la poziția fișierului de material, "\*file MAT/"). Cu aceste valori s-a efectuat o primă simulare a încercării experimentale la temperatura de 540°C.

Curbele care au rezultat din simulare au fost comparate cu curbele ciclice tensiune-deformație experimentale. Pentru aceasta a fost folosit fișierul F2.2 din Anexa. Din compararea celor 2 curbe s-a putut stabili intervalul de valori în care este posibil să se situeze parametrii care sunt supuși procedurii de optimizare. Modul în care sunt introdusi în program parametrii care urmează să fie optimizați este prezentat în fișierul F2.3.

Pentru rularea programului de optimizare cu codul ZeBuLoN (în care este introdus subprogramul specific SiDoLo), s-au folosit fișierele F2.3 și F2.4. După rularea programului de optimizare au rezultat valorile parametrilor căutați, așa cum se vede în fișierul F2.5 din

Anexa.

Folosind valorile coeficienților determinați pentru 540°C, s-au trasat variațiile acestora în domeniul de temperatura 20-700°C, cunoscând după același principiu privind alura curbei de dependență de temperatura a acestora.

Aceste variații sunt trasate în Fig.2.7.9 cu linie plină. Valoarea parametrului optim la 540 C este marcată cu o cruciuliță.

Rezultatele obținute prin simularea cu modelul astfel identificat și compararea lor cu cele experimentale se poate urmări în Capitolele 3, 5, 6, 7, 8 din lucrare.

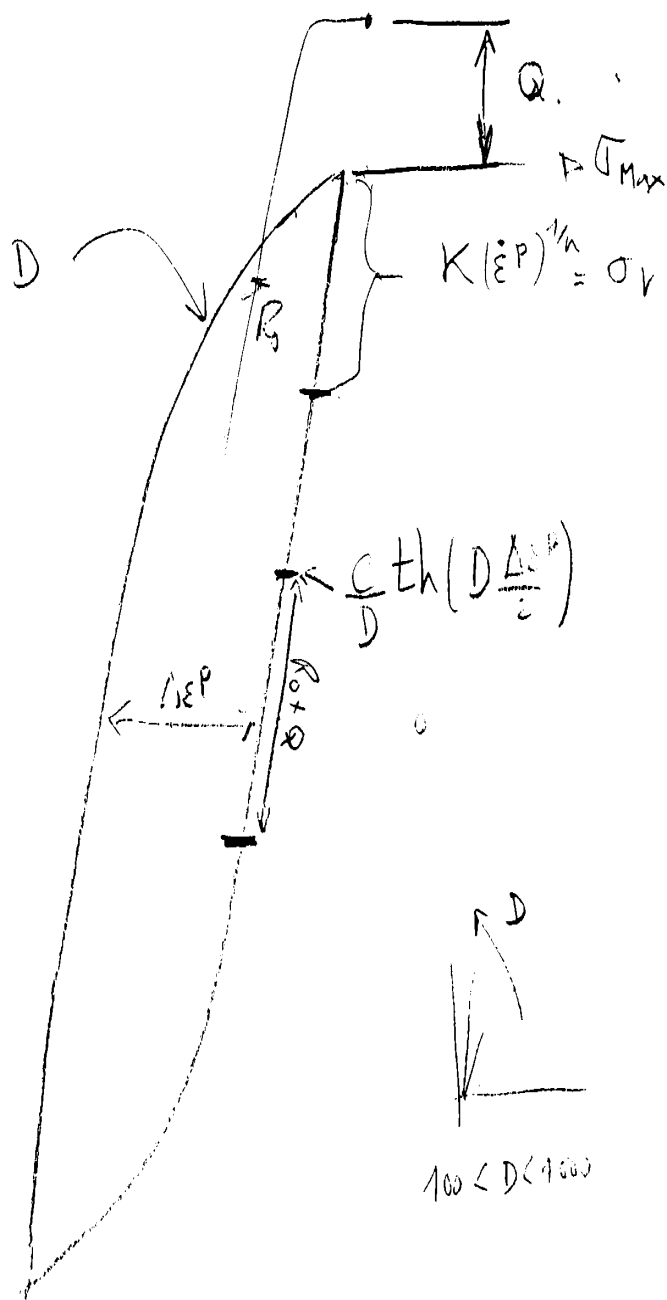


Fig.2.7.8

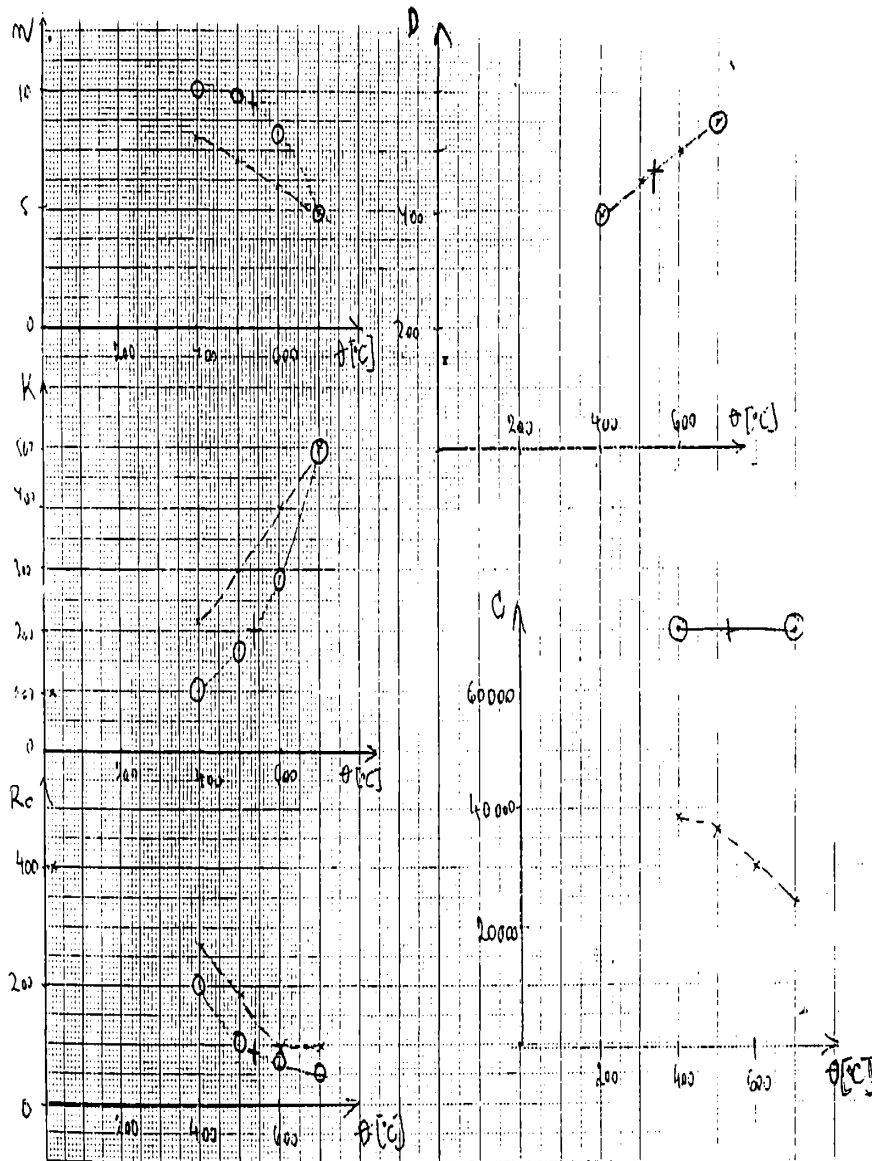


Fig.2.7.9

## CAPITOLUL 3

CERCETARI EXPERIMENTALE PENTRU IDENTIFICAREA MODELELOR.  
INCERCAREA LA TRACTIUNE A MATERIALULUI

## 3.1 Incercari experimentale

Așa cum s-a precizat în capitolul precedent, pentru a putea determina constantele care intervin în diferite modele, este necesar să se elucideze proprietățile fundamentale ale materialului studiat prin încercări experimentale, cu atât mai complexe cu cât dorim ca modelul să exprime mai amănunțit comportarea acestuia. Aceste încercări sunt: întindere uniaxială; întindere-compresiune alternant simetrică și nesimetrică cu deformare impusă (controlul deformăției), cu și fără timp de menținere la deformare constantă; fluaj; întindere-compresiune alternant simetrică sau nesimetrică cu amplitudinea tensiunii fixă (controlul tensiunii); fluaj ciclic; relaxare ciclică; torsiune monotona; încărcare proporțională monotona; încărcare circulară ciclică și deformare mecanică progresivă.

În cele ce urmează se vor sintetiza cercetările cele mai uzuale care se efectuează în vederea stabilirii comportamentului materialului:

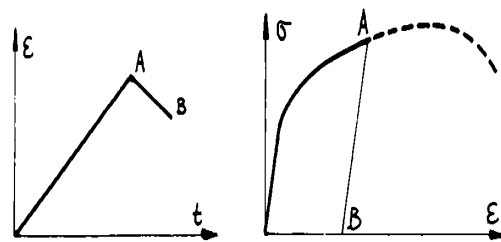


Fig.3.1.1

a) încercări de tracțiune-compresiune simplă: sunt cele mai utilizate încercări; epruveta este supusă la o deformare cu viteză constantă (conform STAS 200-87), Fig.3.1.1. Răspunsul îl constituie tensiunea  $\sigma$  funcție de deformarea  $\epsilon$ , care arată ecrușarea materialului. După

depașirea limitei de elasticitate și neglijând deformarea elastică, se poate considera valabilă relația:

$$\epsilon = \epsilon^p = \left(\frac{|\sigma|}{K}\right)^M \cdot \text{sign}(\sigma) \quad (3.1.1)$$

unde  $K$  și  $M$  sunt constante de material;

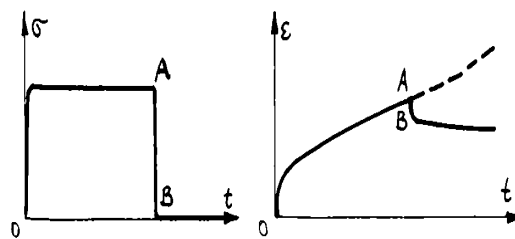


Fig.3.1.2

b) încercări de fluaj și revenire la tracțiune sau compresiune (Fig.3.1.2); epruveta este supusă la o treaptă de tensiune și se studiază cum variază deformarea  $\epsilon$  funcție de timpul  $t$ , ceea ce caracterizează întărirea și vâscozitatea materialului.

Atingerea tensiunii 0 (punctul B) corespunde începerii revenirii. Recuperarea parțială a deformăției se poate observa în partea dreaptă a figurii;

c) încercarea de relaxare în tracțiune sau compresiune (Fig.3.1.3): aceasta reprezintă



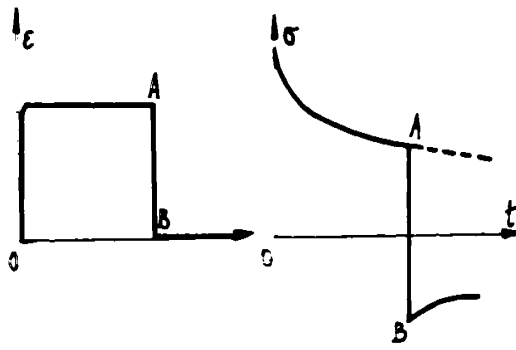


Fig. 3.1.3

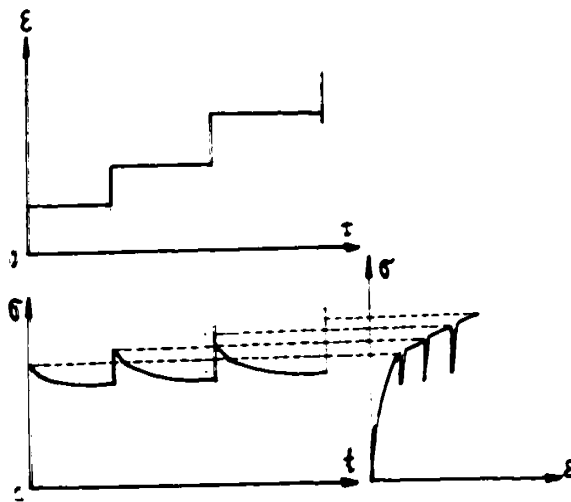


Fig. 3.1.4

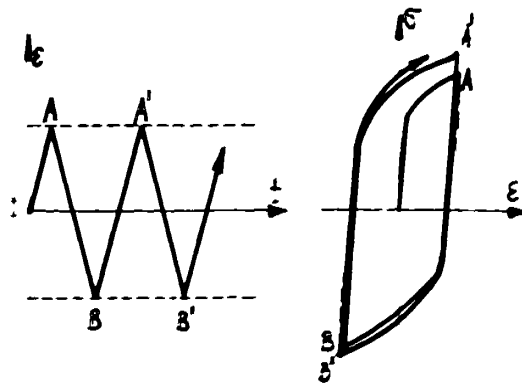


Fig. 3.1.5

incercarea duala celei precedente; este guvernata in principal de vâscozitate, dar depinde de inarirea indusa de incarcarea initiala:

d) incercari multiple de traciune-relaxare: așa după cum indica și numele, prin incercarea pe o singura epruveta se poate determina ecruisarea și vâscozitatea materialului prin relaxari efectuate succesiv la diferite valori ale deformației (Fig. 3.1.4):

e) incercari ciclice: epruveta este supusa la o solictare (tensiune sau deformație) periodica și se studiază evoluția răspunsului ciclic în graficul  $\sigma - \epsilon$ .

În Fig. 3.1.5 se prezintă incercarea la deformație impusa. În general, răspunsul se stabilizează după un anumit număr de cicluri.

Curba de ecruisaj ciclic stabilizează (locul punctelor  $\sigma_M$  și  $\epsilon_M'$  care reprezintă vârfurile pentru fiecare

ciclu stabilizează în planul  $\sigma - \epsilon'$ , când centrul buclelor de histerezis este suprapus) se poate

exprima prin relația:

$$\Delta \epsilon^p = \left( \frac{\Delta \sigma}{K} \right)^{1/n} M_c \quad (3.1.2)$$

unde  $K$  și  $M_c$  sunt constante de material:

f) incercari multiaxiale: acestea nu se pot efectua prea des din cauza dificultăților experimentale. Printre incercările posibile se numără tensiune (compresiune) cu forfecare, traciune biplană, compresiune triaxială. Cel mai mare interes îl prezintă prima, care din posibilitatea stabilirii anizotropiei materialului, se realizează practic prin traciunea-torsiunea tuburilor cu pereți subțiri. Aceste solictari se pot aplica simultan sau succesiv și se

înregistrează cele 2 deformații specifice;

g) încercări de rupere: se utilizează de fapt încercările a, b, c, și d prezentate anterior, măsurând în condițiile corespunzătoare ruperii:

- tensiunile și deformațiile la rupere
- timpul sau numărul de cicluri la rupere
- energia disipată la rupere

### 3.2 Încercări experimentale la tracțiune

În vederea aprecierii comportării materialelor conductelor (oțeluri termorezistente) la temperaturi ridicate, s-au efectuat, în decursul anilor, foarte multe cercetări experimentale, incluzând pe cele ale autoarei [Bj8]-[Bj10], [Bj29]-[Bj31], [Bj34], [Cc7], [Cc8].

Din materialul prelevat din conducte s-au realizat epruvete iar din testerea acestora s-au determinat următoarele caracteristici mecanice și de deformabilitate:

- limita de curgere convențională,  $R_{p0.2}$ , [MPa]
- rezistența la rupere,  $R_m$ , [MPa]
- alungirea la rupere,  $A_5$  sau  $A_{10}$ , [%]
- gătuirea la rupere,  $Z$ , [%]
- reziliența,  $KCU_2$ , [J/cm<sup>2</sup>]

Metodologia de încercare este reglementată de normele în vigoare [\*\*\*]

#### a) oțelul 12H1MF

Asupra comportării la temperaturi ridicate a acestui oțel s-a efectuat un studiu amplu [Bj8]-[Bj10].

Materialul încercat a fost prelevat din 4 șarje de oțel, și anume: material virgin, material utilizat 45000 h, 62000 h și 88000 h. Condițiile de funcționare ale conductelor din care s-a prelevat materialul au fost: temperatura  $\vartheta = 545$  C, presiunea  $p = 25$  MPa;  $\vartheta = 545$  C,  $p = 2,8$  MPa (conducte pentru abur intermediar);  $\vartheta = 580$  C,  $p = 140$  MPa și  $\vartheta = 540$  C,  $p = 14$  MPa (conducte de abur viu).

Studiul a inclus încercarea a peste 200 epruvete aparținând la 9 șarje de oțel 12H1MF, având compoziția chimică conform Tabelului 3.2.1

Tabelul 3.2.1

	Compoziția chimică									
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	Cu	Ni
GOS	.08 .15	.17 .70	.40 .70	max .03	max .02	.90 1.2	.25 .35	.15 .30	max .20	max .30
1.	.11	.24	.54	.012	.019	.099	.23	.19	.15	.26
2.	.14	.32	.57	.014	.019	1.02	.26	.21	.09	.08
3.	.12	.32	.52	.01	.016	1.02	.24	.19	.12	.13
4.	.12	.27	.55	.017	.025	.99	.46	.15	.19	.14
5.	.12	.31	.60	.017	.018	1.07	.29	.17	.19	.19
6.	.12	.27	.53	.013	.013	1.06	.27	.16	.12	.111
7.	.15	.28	.50	.01	.05	1.0	.29	.22	.18	.10
8.	.12	.29	.63	.018	.016	1.02	.25	.24	.22	.27
9.	.14	.29	.65	.017	.02	.89	.23	.18	.17	.14

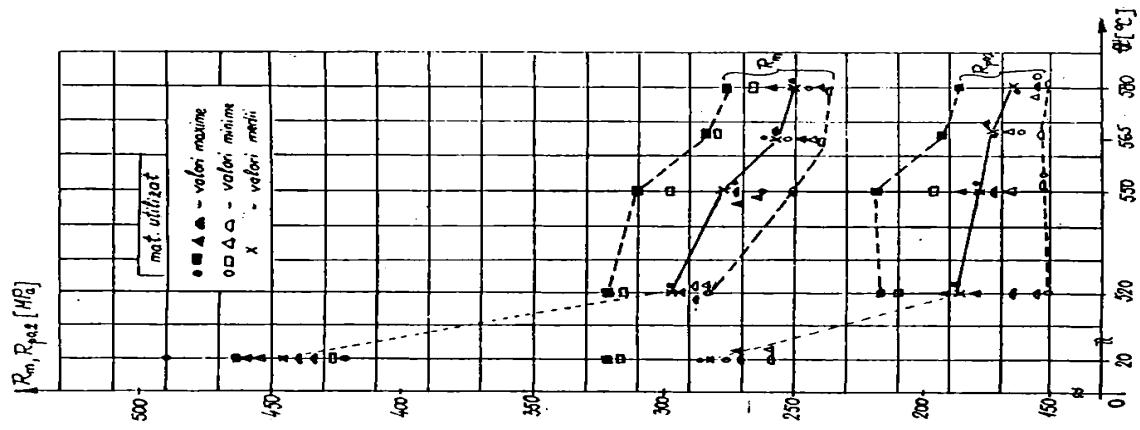


Fig. 3.2.2

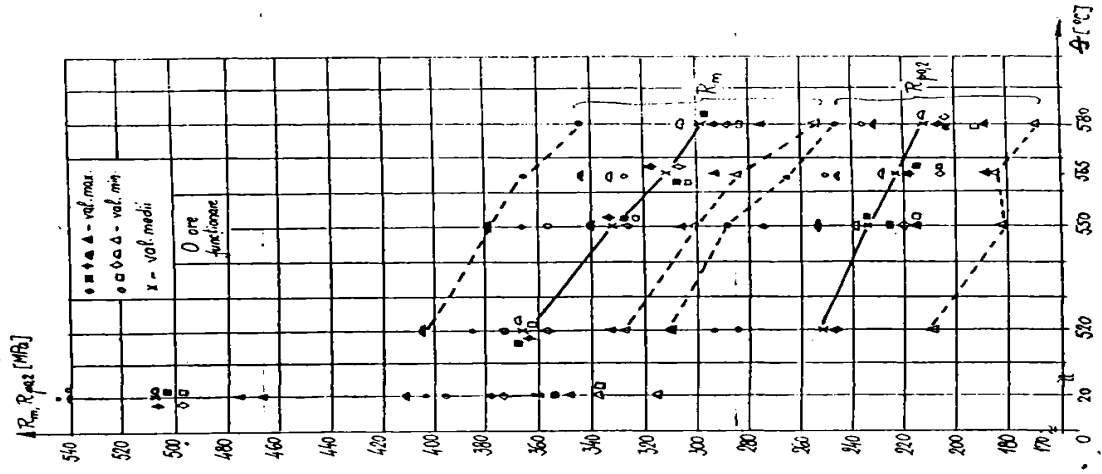


Fig. 3.2.1

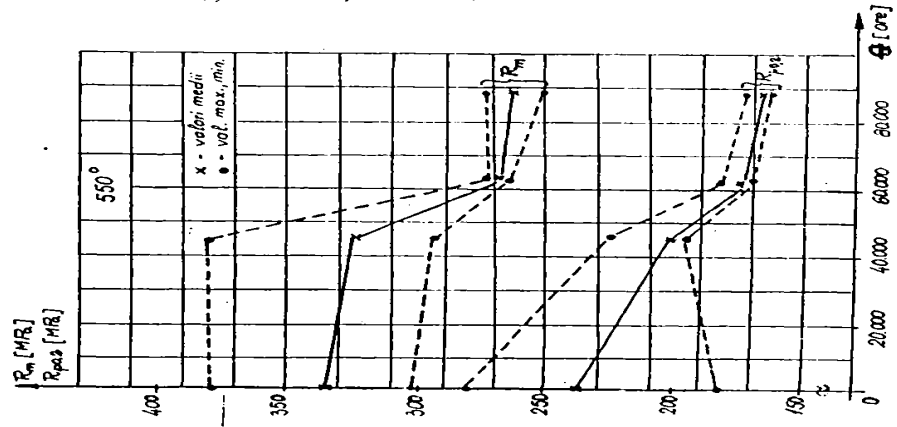
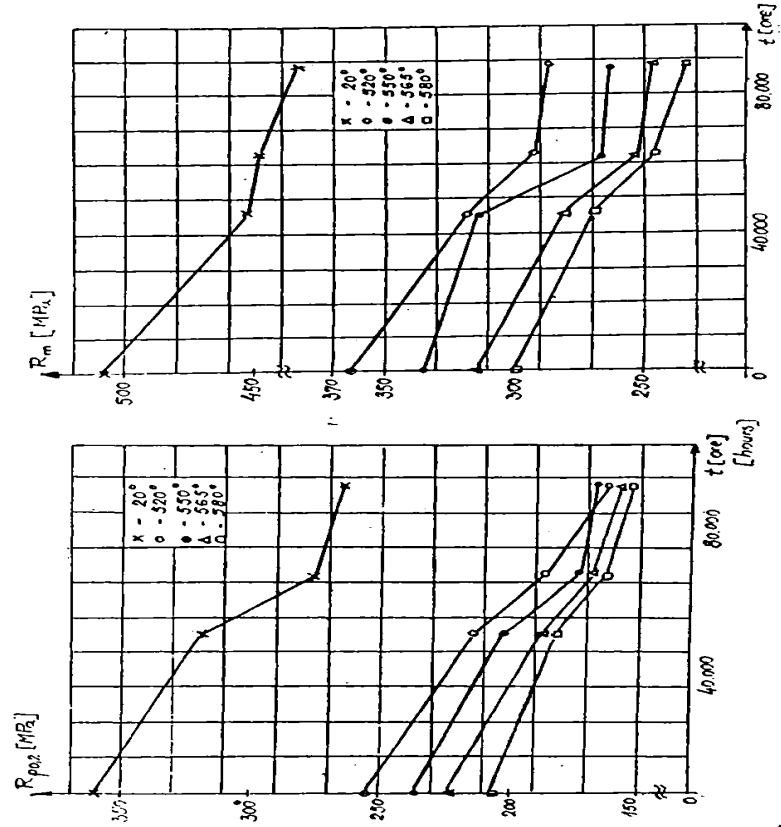


Fig.3.2.3



a. b.

Fig.3.2.4

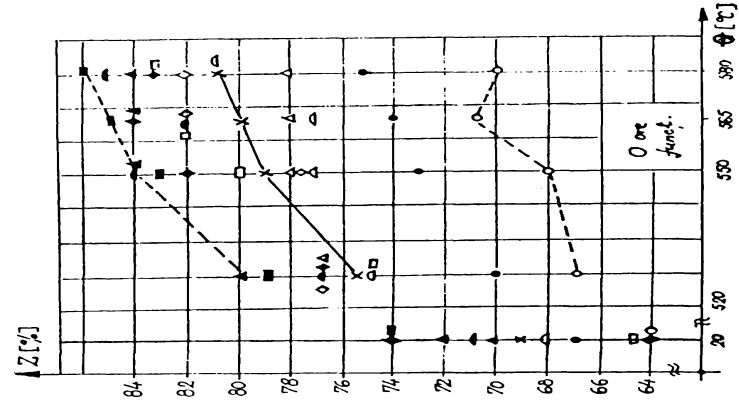
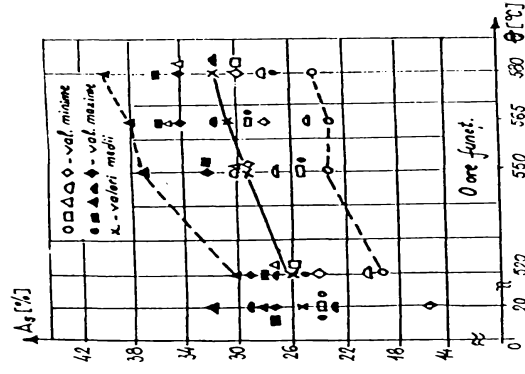


Fig. 3.2.5

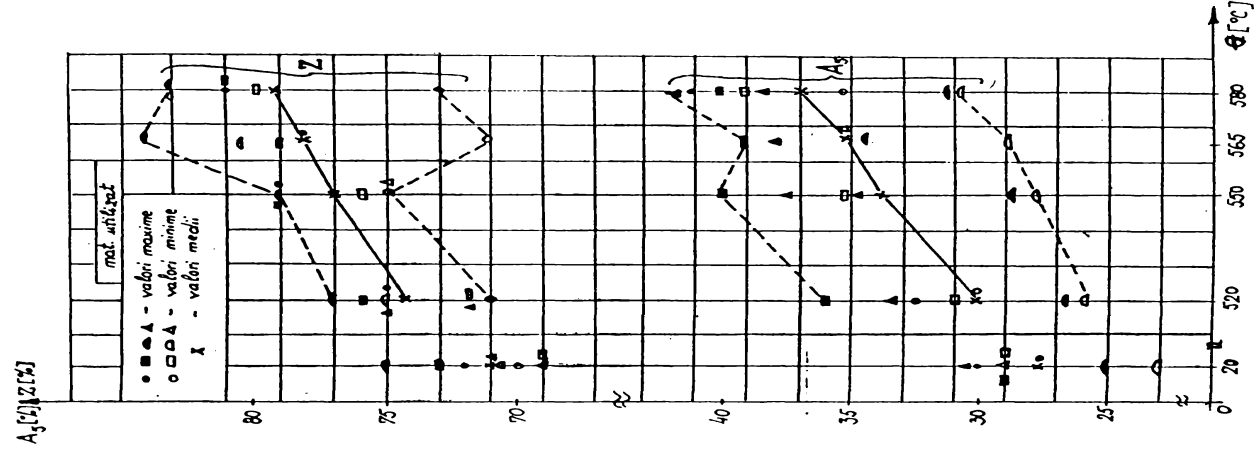


Fig. 3.2.6

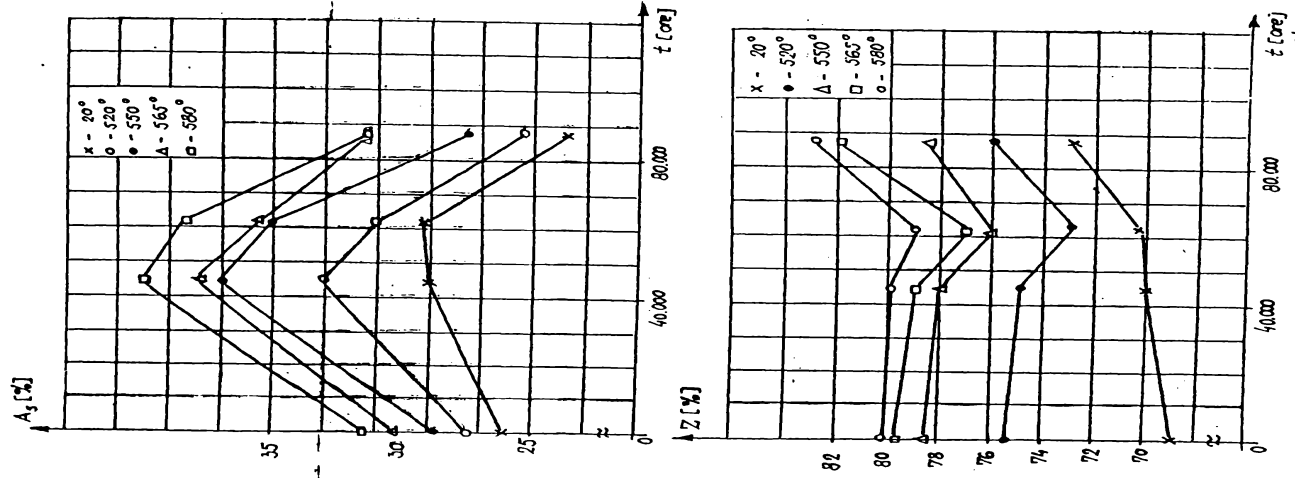


Fig. 3.2.8

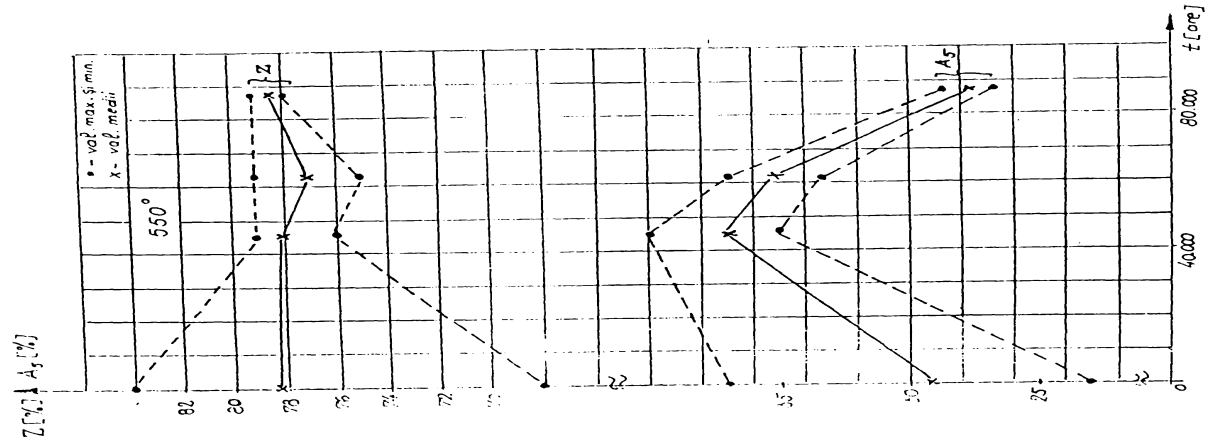


Fig. 3.2.7

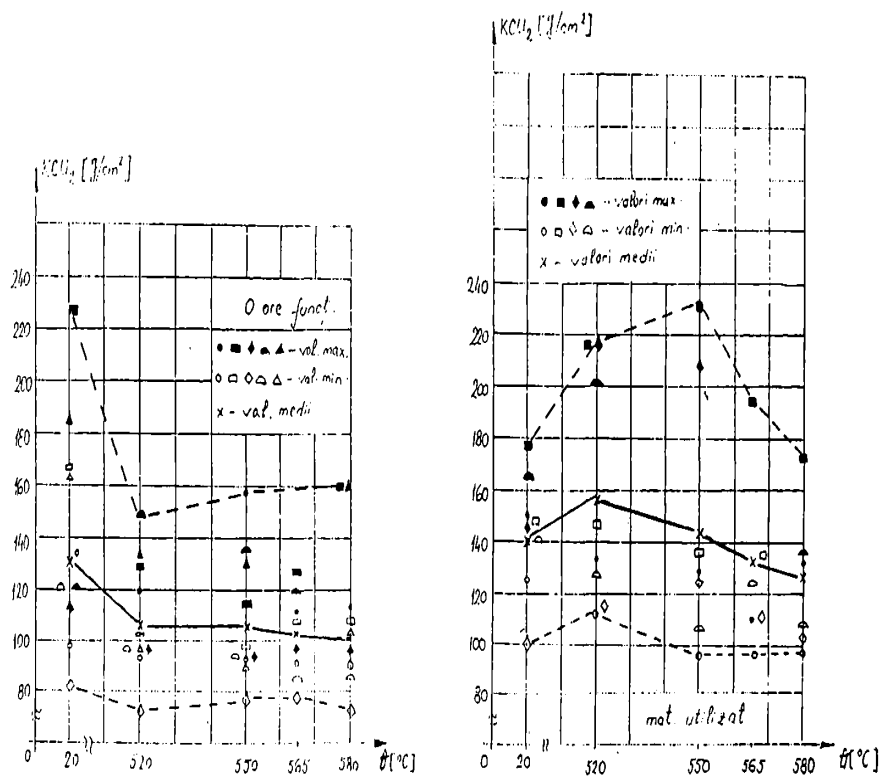


Fig.3.2.9

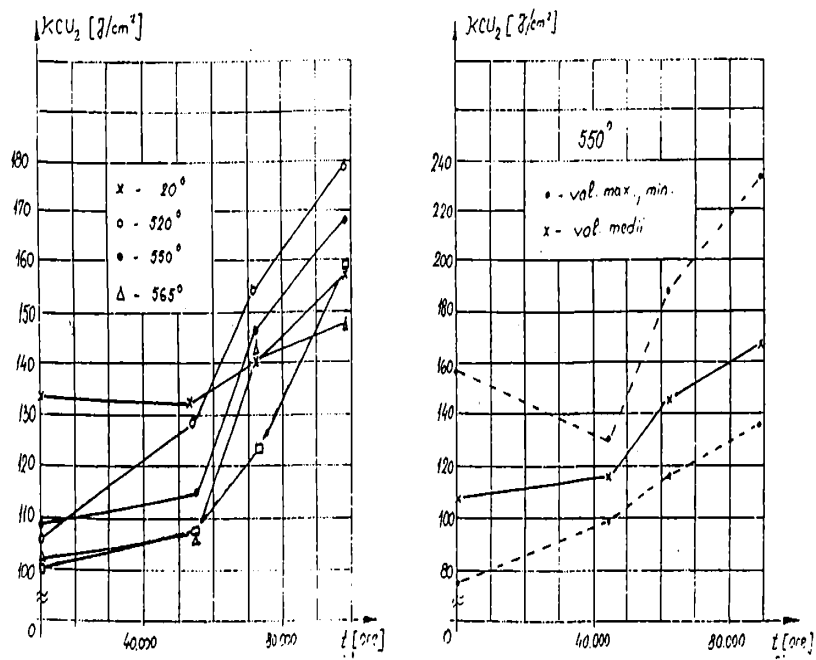


Fig.3.2.10

Temperaturile de încercare au fost: 20, 520, 550, 565 și 580 C. La fiecare temperatura și pentru fiecare șarja de oțel s-au încercat 4- 5 epruvete. Rezultatele studiului sunt sintetizate în figurile următoare. În aceste figuri, s-au unit cu linie plină punctele care reprezintă valorile medii ale determinarilor, iar cu linie întreruptă sunt unite punctele care reprezintă banda de dispersie a rezultatelor.

În Fig.3.2.1 se prezintă valoarea rezistenței la rupere,  $R_m$ , și a limitei de curgere convenționale,  $R_{p0,2}$  pentru materialul neutilizat, funcție de temperatura. Se poate observa tendința de scădere a valorilor acestor mărimi cu temperatura, precum și o dispersie destul de mare a rezultatelor experimentale, atât în cadrul aceleiași șarje de oțel, cât și la șarje diferite. În Tabelul 3.2.2 se prezintă abaterile procentuale maxime față de valorile medii ale acestor mărimi.

Tabelul 3.2.2

Specificația	$R_m$		$R_{p0,2}$	
	aceiași șarja	șarje diferite	aceiași șarja	șarje diferite
mat.neutiliz	+ 6,3	+ 11,8	+ 10	+ 23,7
mat.utilizat	+ 6,4	+ 10,7	+ 12,25	+ 18,5

În cazul materialului utilizat (Fig.3.2.2), se observă o descreștere mai puțin accentuată a acestora, abaterile maxime fiind de asemenea prezentate în Tabelul 3.2.2. Abaterile sunt mai mici pentru materialul utilizat din șarje diferite, decât pentru cel neutilizat.

În Fig.3.2.3 se prezintă variația marimilor  $R_{p0,2}$  și  $R_m$  cu numărul de ore de funcționare, la temperatura de 550 C. Se poate remarca tendința de diminuare a ambelor mărimi cu creșterea duratei de serviciu.

Cum se modifică acestea cu numărul de ore de funcționare (valori medii), la diferite temperaturi, este prezentat în Fig.3.2.4. Se poate concluziona că limita de curgere este mai influențată de creșterea duratei de utilizare decât rezistența la rupere ( $R_{p0,2}$  scade cu aproximativ 30 % după 88000 h de funcționare).

În Fig.3.2.5 și Fig.3.2.6 se prezintă variația lui  $Z$  și  $A_3$  cu temperatura, pentru toate șarjele de material (utilizat și virgin). În ambele situații aceste mărimi cresc cu temperatura, fapt explicabil prin creșterea deformabilității materialului.

Variația lui  $Z$  și  $A_3$  cu durata de utilizare (la 550 C) se vede în Fig.3.2.7. Se observă o tendință de creștere pentru  $A_3$  până la un anumit număr de ore de funcționare, după care se produce o scădere. Aceiași tendință se remarcă și în Fig.3.2.8, la celelalte temperaturi de încercare.

Variația lui  $Z$  cu durata de funcționare este nesemnificativă.

Pentru determinarea rezilienței s-au făcut încercări de încovoiere prin șoc, pe epruvete standardizate. Pentru fiecare din cele 9 conducte studiate, s-au încercat câte 8- 10 probe la temperaturile mai sus menționate (peste 400 de probe).

În Fig.3.2.9 se prezintă variația rezilienței cu temperatura pentru materialul neutilizat și utilizat. În ambele cazuri, se constată că variația acesteia cu temperatura este mică.

Cum se modifică reziliența cu creșterea numărului de ore de funcționare se poate vedea în Fig.3.2.10, unde se observă o tendință de creștere. Acest fapt ar duce la concluzia că tenacitatea materialului crește cu durata de serviciu, ceea ce este infirmat de rezultatele încercării la tracțiune. De altfel, neconcordanța încercării de reziliență este evidențiată și în alte lucrări [Cc9], unde se recomandă în locul acesteia, încercări de mecanica ruperii.

În urma acestui studiu s-a determinat și variația modului de elasticitate  $E$  cu temperatura (Fig.3.2.11). Utilizând datele din gama de temperaturi utilizate pentru încercări, a rezultat următoarea funcție de variație a lui  $E$ :

- pentru  $t < 400$  C,  $E = 1,9 \cdot 10^5$  MPa



- pentru  $400\text{ C} < t < 600\text{ C}$ :

$$E = -4,659 \cdot 10^{-3} \cdot t^3 + 4,364 \cdot t^2 - 1093 \cdot t + 2,102 \cdot 10^5 \quad (3.2.1)$$

Pentru simplificarea unor anumite calcule, se poate considera variația liniară a lui  $E$  în acest domeniu, care este:

$$E = -518,1 \cdot t + 4,369 \cdot 10^5 \quad (3.2.2)$$

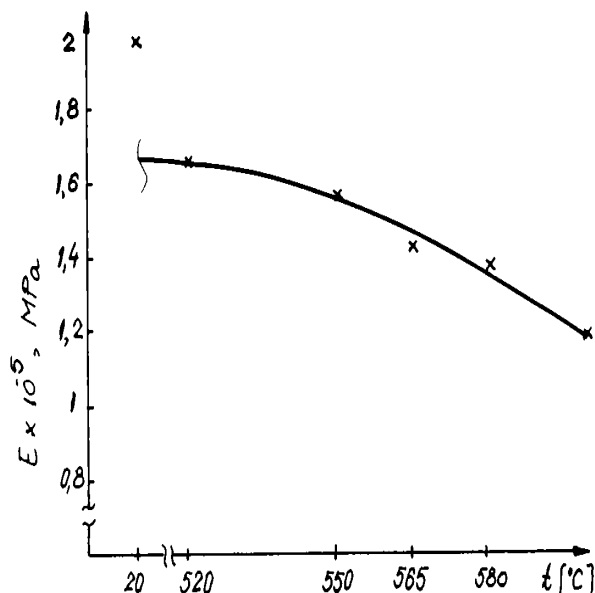


Fig.3.2.11

Un studiu al autoarei asupra oțelului 12H1MF în stare virgină, solicitat la cicluri de variație a temperaturii [Bj21] a cuprins și determinarea curbelor caracteristice ale materialului la diferite temperaturi (Fig.3.2.12), cu viteza de încărcare  $\dot{\epsilon} = 1,24 \times 10^{-4}/s$ . Se observa că curba corespunzătoare temperaturii de 300 C este în totalitate deasupra celei de la 200 C și în parte, deasupra celei de la 100 C. Acest fenomen de creștere a caracteristicilor mecanice la anumite temperaturi, cunoscut în literatură sub denumirea de "fragilitate la albastru" se datorește îmbatrânirii dinamice a materialului, cauzată de interacțiunea dintre dislocații și defectele locale ale configurației cristaline [Bd1], [K11].

#### b) oțelul 1CrMoV

Din încercarea la întindere a oțelului cu compoziția chimică prezentată în Anexa 1, poziția 3, la temperatura de 20 C și la temperatura de lucru cu o viteză  $\dot{\epsilon} = 0,001/\text{min}$  au rezultat următoarele valori medii:  $R_{p0,2} = 670\text{ MPa}$ ,  $A_5 = 36\%$ ,  $Z = 64\%$ , la 20 C, iar la 565 C,  $R_{p0,2} = 300\text{ MPa}$ . Compoziția chimică este cea din Anexa 1, poziția 3.

#### d) oțelul 12CrMoV (X20CrMoV121)

Compoziția chimică a acestui oțel este prezentată în Anexa 1, poziția 8. Încercările de întindere s-au efectuat pe epruvete circulare normale ( $d_0 = 6\text{ mm}$ ,  $l_0 = 30\text{ mm}$ ) cu viteza 0,3 %/min pentru  $\dot{\epsilon} < 1\%$  și 7,5 %/min pentru  $\dot{\epsilon} > 1\%$ , la temperaturile 20, 400, 500, 600 C, pe un oțel care a fost supus unui tratament de călire 80 min la 1052 C și apoi supus la revenire, 100 min, în aer la 640 C de către Institutul de Standardizare ISO.

Caracteristicile mecanice și de deformabilitate astfel determinate sunt sintetizate de

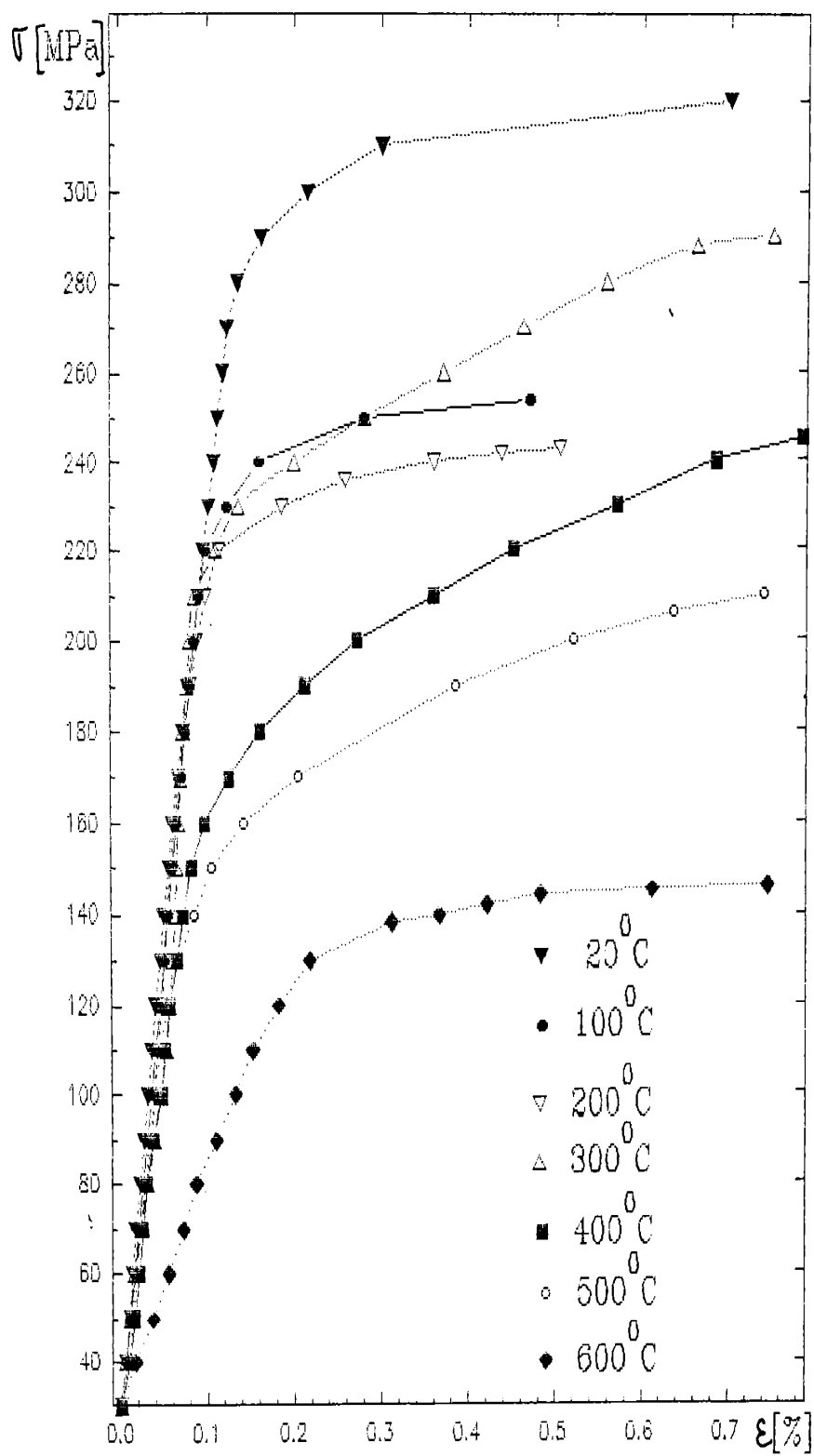


Fig.3.2.12

autoare și prezentate în Fig.3.2.13,a,b,c, în funcție de temperatura de încercare. Punctele determinate experimental sunt unite cu linie continuă, iar extrapolarea este făcută cu linie întreruptă. Astfel, la punctul a) este data variația modulului de elasticitate cu temperatura, la punctul b), variația marilor  $R_{p0,2}$  și  $R_m$  iar la punctul c), dependența lui  $A_5$  și  $Z$ . Referitor la caracteristicile de deformabilitate, se pare ca și la acest material apare o "vale", în domeniul de temperatura 200- 300 C, ca și la oțelurile studiate anterior. Restul caracteristicilor mecanice au variația binecunoscută (scad cu creșterea temperaturii).

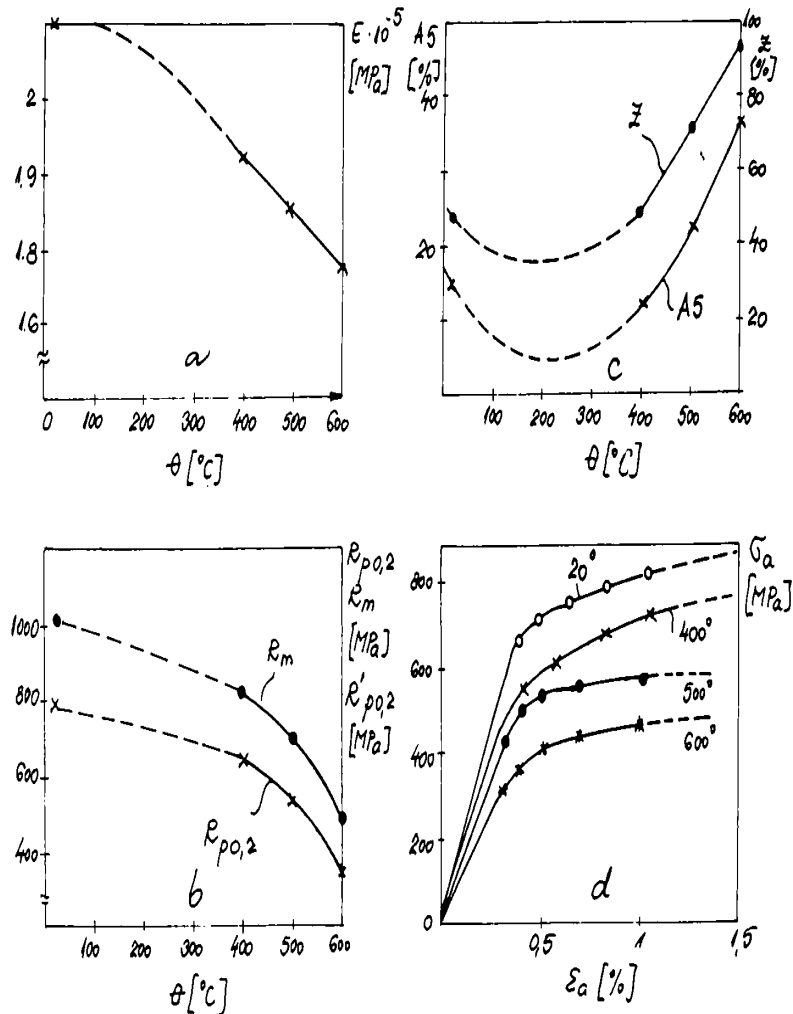


Fig.3.2.13

Curbele de tracțiune experimentale se pot descrie cu relația Ramberg- Osgood de tipul:

$$\epsilon = \frac{\sigma}{E} + \left(\frac{\sigma}{K}\right)^n \quad (3.2.3)$$

unde  $E$ ,  $K$  și  $n$  sunt constante de material, care la temperatura de 20 C au valorile:  $E=1,961 \cdot 10^5$  Mpa,  $K=892$  Mpa,  $n=0,075$ .

Autoarea a determinat experimental curbele caracteristice la tracțiune ale materialului la temperaturile de 20 și 540°C. Acestea, împreună cu cele simulate prin folosirea modelului Chaboche identificat în Capitolul 2, sunt prezentate în Fig.3.2.14. În Fig.3.2.15 sunt prezentate curbele caracteristice ale materialului la 3 viteze de deformare și la temperatura de 540°C, iar în Fig.3.2.16, curbele caracteristice la diferite temperaturi între 20-600°C și viteza de deformare constantă.

Se observă că la temperatura de 20 C, sensibilitatea la viteza de deformare este foarte mică, însă la 540 C este o sensibilitate marită la viteza de deformare.





### Compararea comportării mecanice a oțelurilor 12H1MF și X20CrMoV121

Compoziția chimică a celor 2 oțeluri comparate este dată în Anexa 1, pozițiile 2 și respectiv 8. Proprietățile mecanice ale celor 2 oțeluri, la diferite temperaturi, sunt sintetizate în Tabelul 3.2.3 [Ta4], unde  $\sigma_{10}^3$  și  $Z_{10}^3$  reprezintă tensiunea inițială pentru ruperea în  $10^3$  h și gătuirea corespunzătoare acestui moment. Se poate constata că oțelul X20CrMoV121 prezintă proprietăți mecanice și de deformabilitate superioare oțelului 12H1MF, motiv pentru care s-a impus la fabricarea conductelor principale, a rotorilor de turbina, etc. În centrale termoelectrice și se impune deasemenea în utilizarea în centrale nucleare.

În Fig.3.2.17 se observă efectul temperaturii asupra proprietăților mecanice, iar în Fig.3.2.18, efectul acesteia asupra ductilității. Se constată la ambele oțeluri scăderea ductilității în intervalul de temperaturi 250- 500 C, datorată îmbatrânirii dinamice a materialului.

Tabelul 3.2.3

Oțel	12H1MF			X20CrMoV121		
	20	550	600	20	550	600
Caract \ T[C]	20	550	600	20	550	600
$R_{p0,2}$ [MPa]	698	481	405	786	515	420
$R_m$ [MPa]	855	573	499	957	576	438
Z [%]	45	65	69	52	78	86
$\sigma_{10}^3$ [MPa]	-	279	205	-	304	189
$Z_{10}^3$ [%]	-	32	52	-	77	81

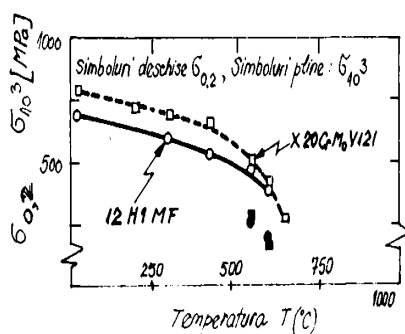


Fig.3.2.17

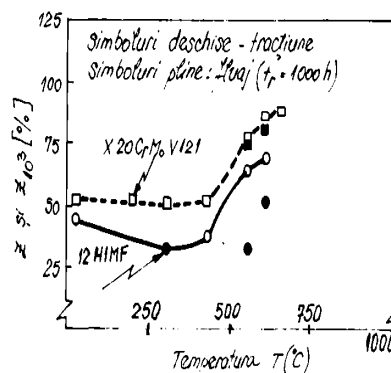


Fig.3.2.18

#### d) oțelul 2 1/4Cr1Mo

Compoziția chimică este dată în Anexa 1, poziția 10. Proprietățile mecanice și de deformabilitate ale acestui material au fost studiate la diferite viteze de deformare (1,6/s, 0,16/s,  $6,67 \cdot 10^{-3}$ /s,  $6,67 \cdot 10^{-4}$ /s,  $6,67 \cdot 10^{-5}$ /s,  $2,67 \cdot 10^{-6}$ /s) și la diferite temperaturi între 25 și 566 C [K11].

Dependența proprietăților mecanice de temperatura și viteza de deformare sunt prezentate în Fig.3.2.19 ( $R_{p0,2}$ ), Fig.3.2.20 ( $R_m$ ), Fig.3.2.21 ( $A_5$ ) și Fig.3.2.22 (Z), în diagrame spațiale. Limita de curgere, tensiunile corespunzătoare deformațiilor de 2 % și 5 % și rezistența la rupere funcție de temperatura sunt încă o dată prezentate în diagrame plane, fiecare din ele conținând rezultatele încercării la o anumită viteză de deformare (Fig.3.2.23 a -pentru viteza  $2,67 \cdot 10^{-6}$ /s, b-  $6,67 \cdot 10^{-5}$ /s, c- 0,16/s, d- 144/s).

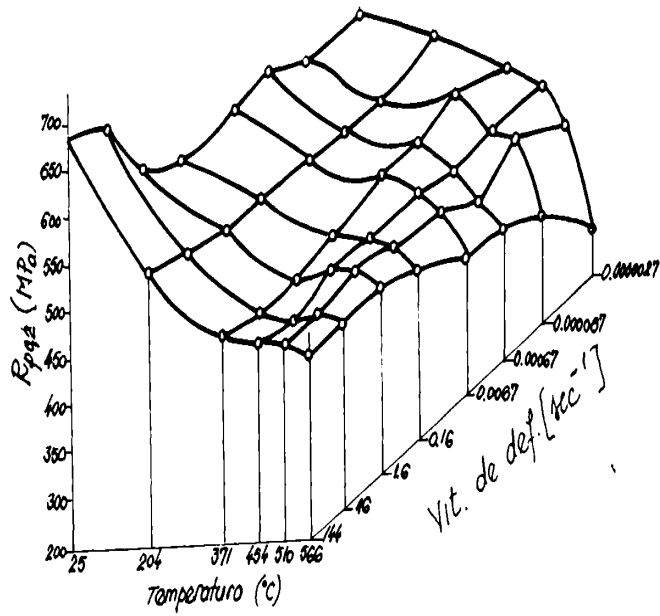


Fig.3.2.19

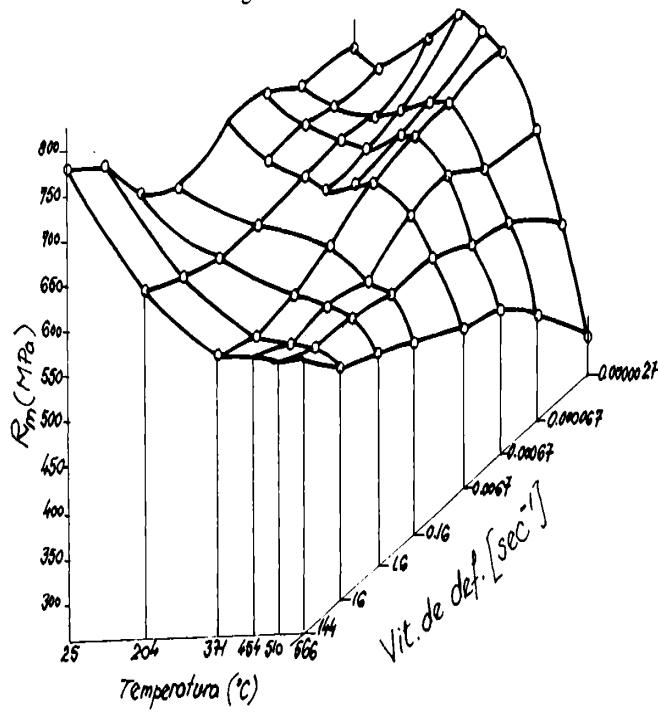


Fig.3.2.20

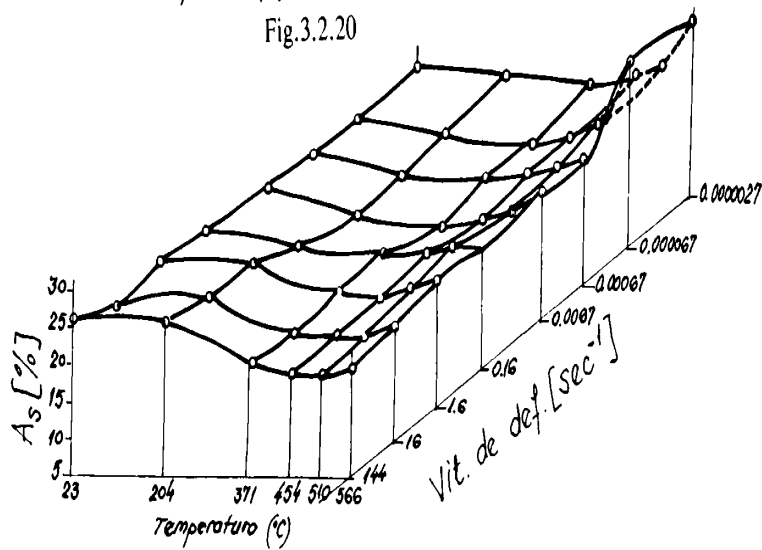


Fig.3.2.21

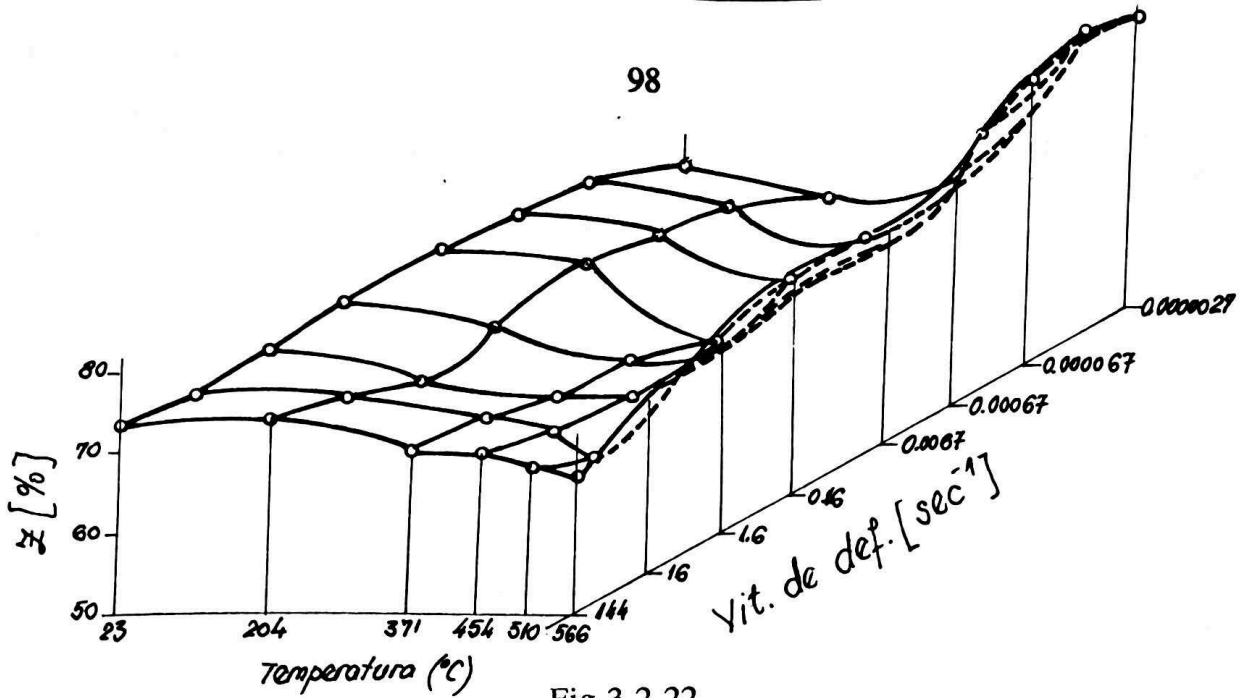
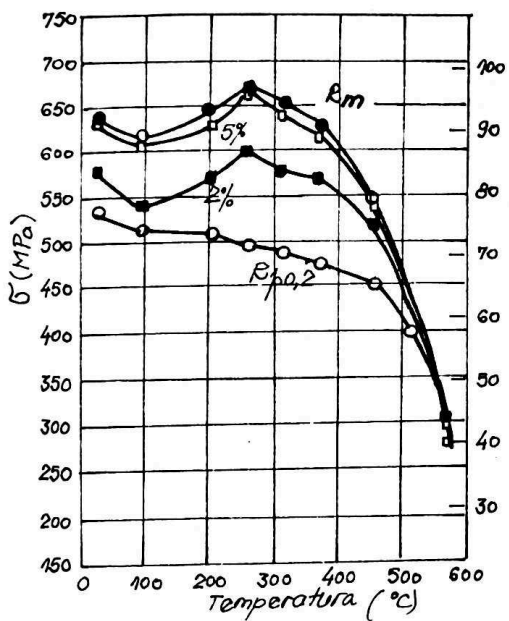
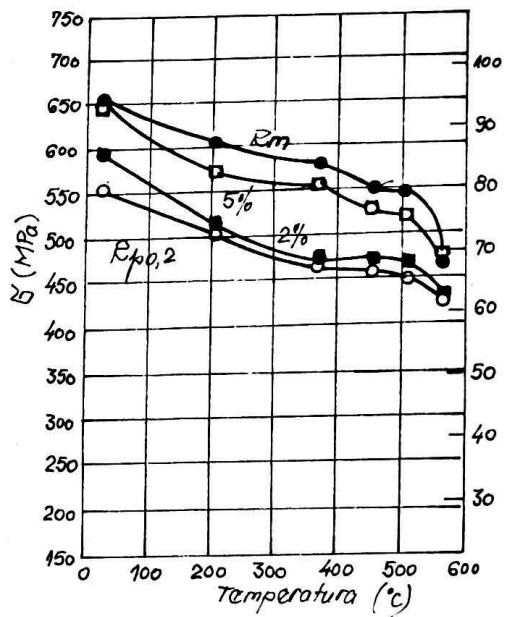


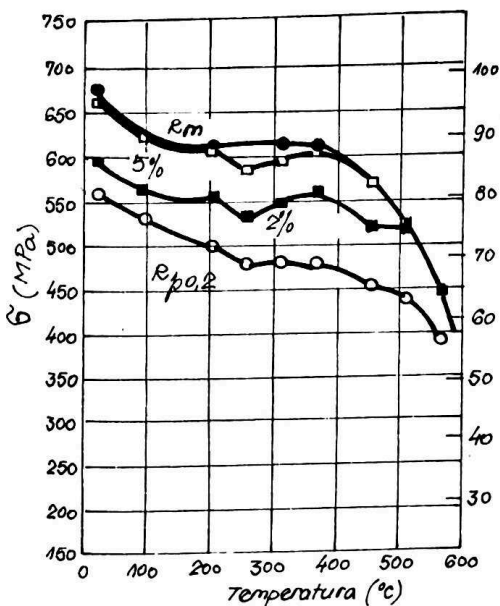
Fig.3.2.22



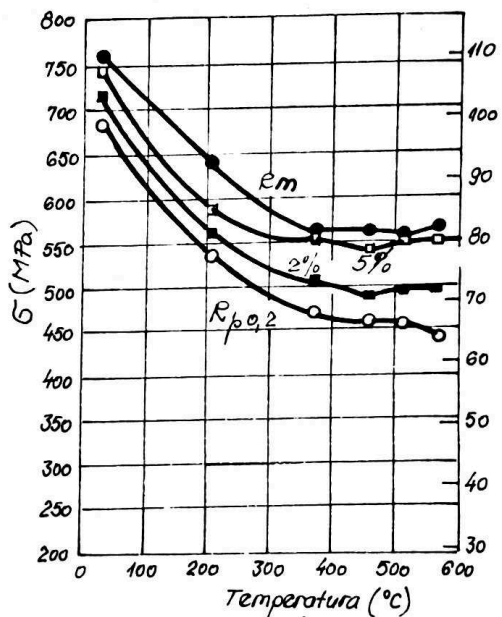
a.



c.



b.



d.

Fig.3.2.23



În toate figurile menționate mai sus se reîntâlnește fenomenul de fragilitate la albastru (îmbrânire dinamică), menționat anterior și pentru celelalte oțeluri studiate.

Se mai observă că la o viteză dată, limita de curgere scade cu creșterea temperaturii. Pentru o temperatură dată, limita de curgere nu se modifică prea mult cu viteza de deformare (deși aceasta scade de aproximativ  $10^8$  ori), cu excepția temperaturii de 25 și 566 C.

Rezistența la întindere prezintă însă un maxim la temperaturi cuprinse între 160- 370 C, cam la 260 C (la viteza de deformare  $2,67 \cdot 10^{-6}/s$ ), la 315 C (pentru vitezele de  $6,67 \cdot 10^{-5}/s$  și  $6,67 \cdot 10^{-4}/s$ ) și la 350 C (pentru viteza de  $6,67 \cdot 10^{-3}/s$ ). La cele mai mari viteze, aceasta marime prezintă un platou.

Alungirea la rupere ( $A_5$ ) și gătuirea ( $Z$ ) sunt afectate de viteza de încărcare și temperatura doar în cazul temperaturilor mai ridicate și a vitezelor scăzute.

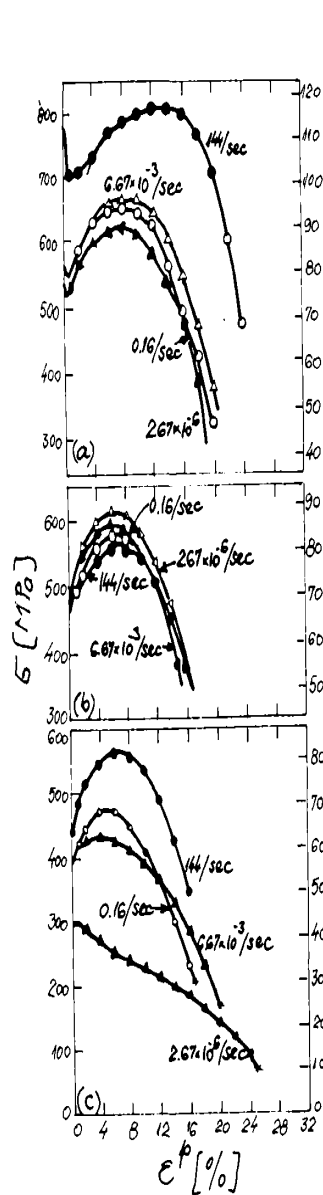


Fig.3.2.24

În Fig.3.2.24 se arată variația tensiunii de întindere cu deformația plastică, pentru mai multe viteze de încărcare și câteva temperaturi (25 C- cazul a, 371 C- cazul b, 566 C- cazul c). Și aceasta evoluție a proprietăților mecanice arată îmbatrânirea dinamică a materialului.

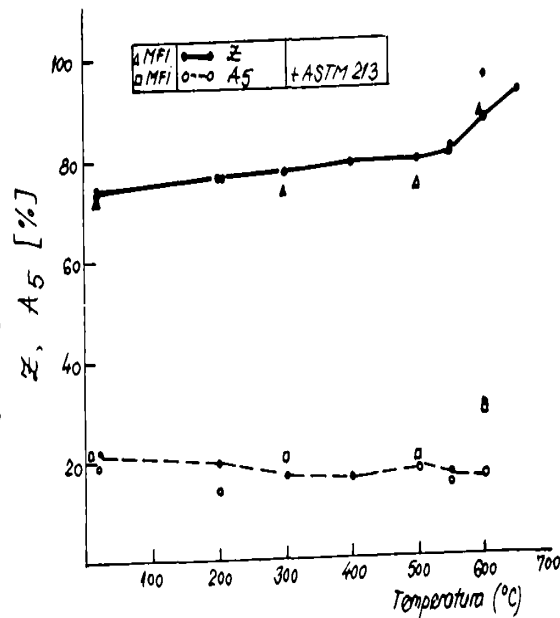
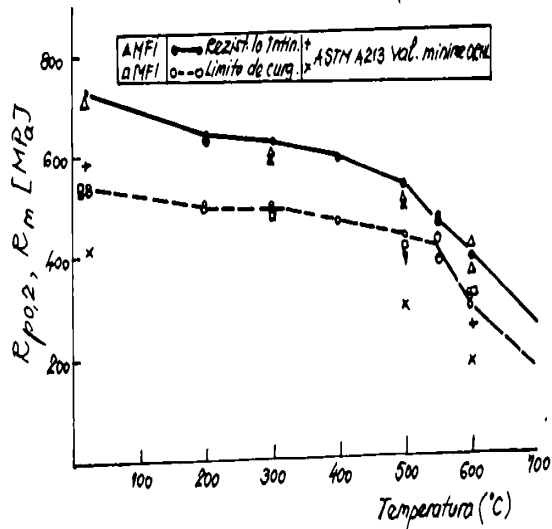


Fig.3.2.25

## e) oțelul modificat 9CrMo

Acest material a fost creat cu scopul îmbunătățirii proprietăților oțelului X20CrMoV121 încă în cursul anilor 1970, pentru a permite o funcționare mai bună la temperaturi ridicate, fără a se face apel la oțelurile austenitice. Oțelurile austenitice nu sunt preferate datorită coeficientului mare de dilatare termică, conductivitate termică mică și cu un risc ridicat de fisurare datorită coroziunii. Compoziția chimică este prezentată în Anexa 1, poziția 5. Oțelul X20CrMoV121 modificat are și denumirea T91, iar cel pentru conducte, P91. Compoziția chimică a acestuia se găsește în Anexa 1 la poziția 5.

Caracteristicile mecanice și de deformabilitate se pot urmări în Fig.3.2.25,a ( $R_{p0,2}$  și  $R_m$ ) și în Fig.3.2.25,b ( $A_5$  și  $Z$ ). Testele s-au efectuat pe epruvete având  $d=3$  mm și  $l=15$  mm [Co5]. În aceste figuri se reprezintă și valorile prescrise de diferite coduri [ASTM A-213, Oak Bridge National Laboratory (ORNL), Mannesmann Forschungs- Institut (MFI)] pentru marimile respective. Se observă că valorile obținute în urma experimentelor sunt superioare celor prescrise de coduri. Fenomenul de îmbătrânire dinamică se produce în jurul temperaturii de 300 C.

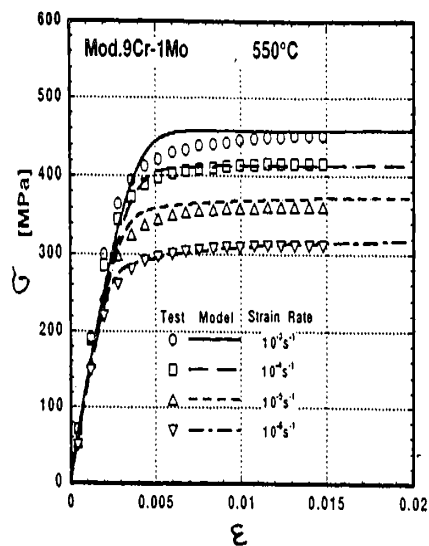


Fig.3.2.26

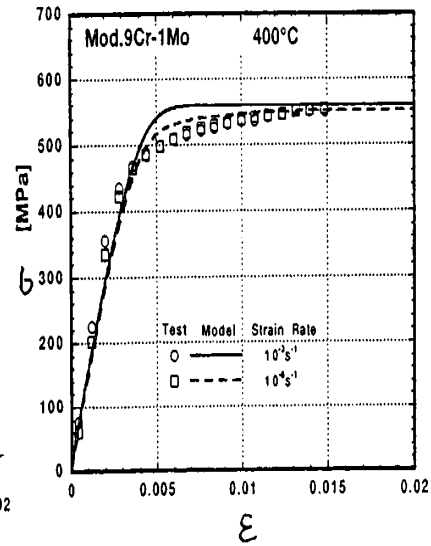


Fig.3.2.27

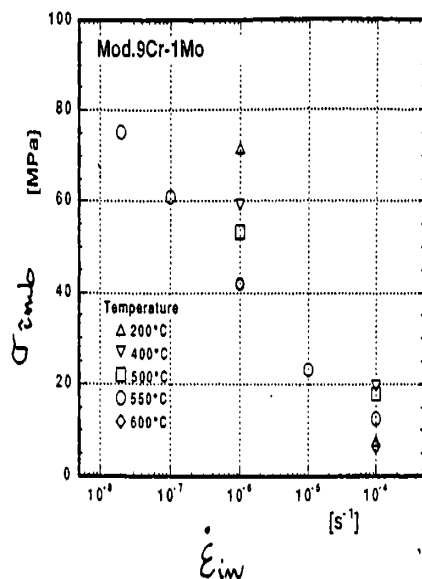


Fig.3.2.28

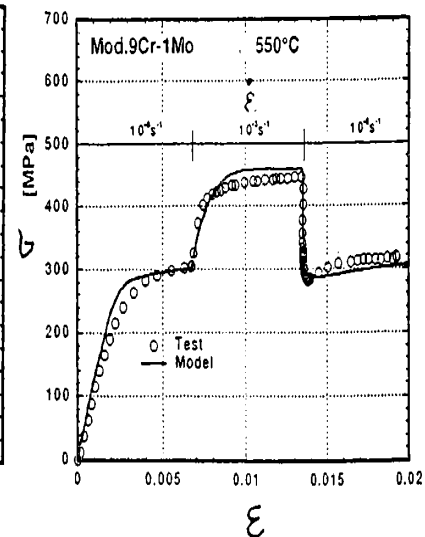


Fig.3.2.29

Pentru a cuantifica fenomenul de îmbatrânire dinamică prin deformare, [Yt1] a modificat modelul Chaboche, introducând în legea de curgere un termen depinzând de îmbatrânire, a cărei lege de evoluție este asimptotică. Modelul conține 10 constante care trebuie identificate. Simularile executate cu acest model, comparate cu încercările experimentale la 400 și 550°C sunt în bună concordanță, așa cum se poate vedea în Fig.3.2.26 și Fig.3.2.27, pentru diferite viteze de deformare. Temperatura de 400°C a fost aleasă întrucât s-a considerat ca reprezintă pragul la care comportarea materialului se modifică.

O reprezentare interesantă se poate urmări în Fig.3.2.28, unde este dată variația tensiunii de îmbatrânire (măsurată), cu viteza de deformare. Cu creșterea celei din urmă, tensiunea de îmbatrânire scade aproape exponențial (la 550°C). La viteze mici de deformare, diferența între valorile acestora la diferite temperaturi este de aproximativ 30 MPa, iar la viteze de deformare mari, diferența este de 10 MPa. În Fig.3.2.29, se prezintă prin comparație între experiment și simulare, modul cum se face trecerea de la o curbă la alta, la modificarea vitezei de deformare.

Un studiu și mai laborios asupra aceluiași oțel folosește modelul Chaboche cu 20 de parametrii [Ch17]. Valorile acestora sunt determinate pentru 5 temperaturi și prezentate în lucrare. Rezultatele obținute de autori pentru curbele de tracțiune monotona la diferite temperaturi se pot urmări în Fig.3.2.30 pentru  $\dot{\epsilon}=6.7 \cdot 10^{-5}/s$ , iar în Fig.3.2.31 pentru temperatura de 600°C și diferite viteze de deformare.

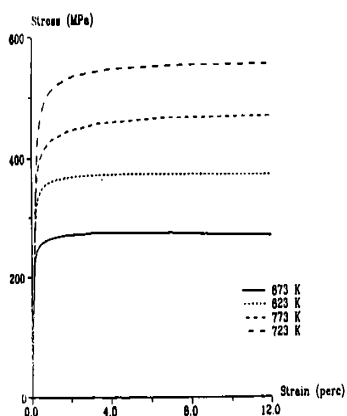


Fig.3.2.30

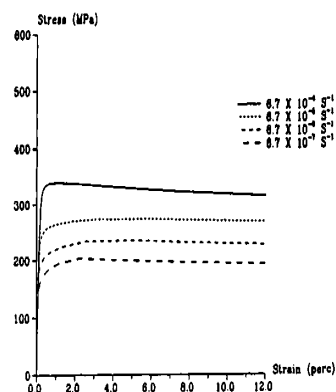


Fig.3.2.31

Curbele de tracțiune monoaxială [Sw1] pentru oțelul cu compoziția chimică din Anexa I, poziția 6, sunt prezentate în Fig.3.2.32, la viteza de deformație  $\dot{\epsilon}=6.7 \cdot 10^{-5}/s$ , la temperaturile 25, 100, 300, 400, 450, 500, 550, 600 C.

Influența vitezei de deformare la temperatura de 600 C se poate vedea în Fig.3.2.33. Se poate aprecia că la temperaturi ridicate, viteza de deformare are o influență foarte mare.

Tabelul 3.2.4

T [C]	25	200	300	400	500	600
E [MPa]	205	195	190	180	170	160
$\alpha \cdot 10^6$	-	11.9	12.1	12.7	13.3	-
A	590	550	520	510	460	310
m	0.37	0.35	0.33	0.32	0.28	0.14

Comportarea la tracțiune a materialului se poate aproxima prin funcții de putere de forma:

$$\sigma = A \times \Delta \epsilon_p^m \quad (3.2.4)$$

Conform determinărilor efectuate la diferite temperaturi [Sw2], constantele m și A au valorile din Tabelul 3.2.4.

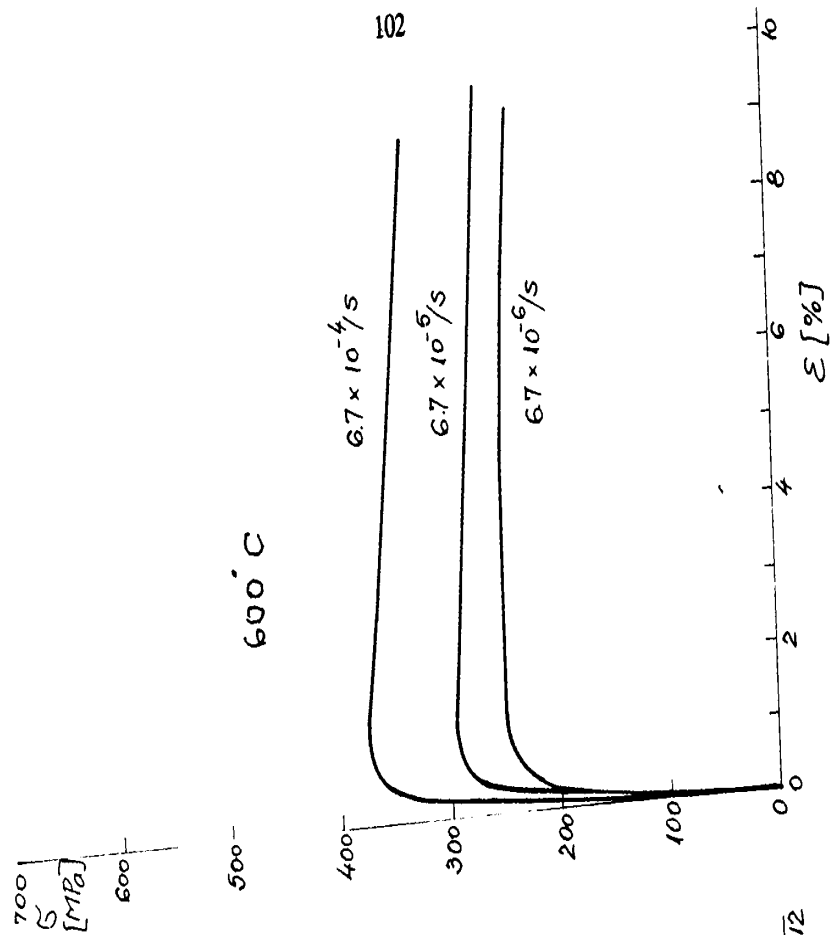


Fig. 3.2.33

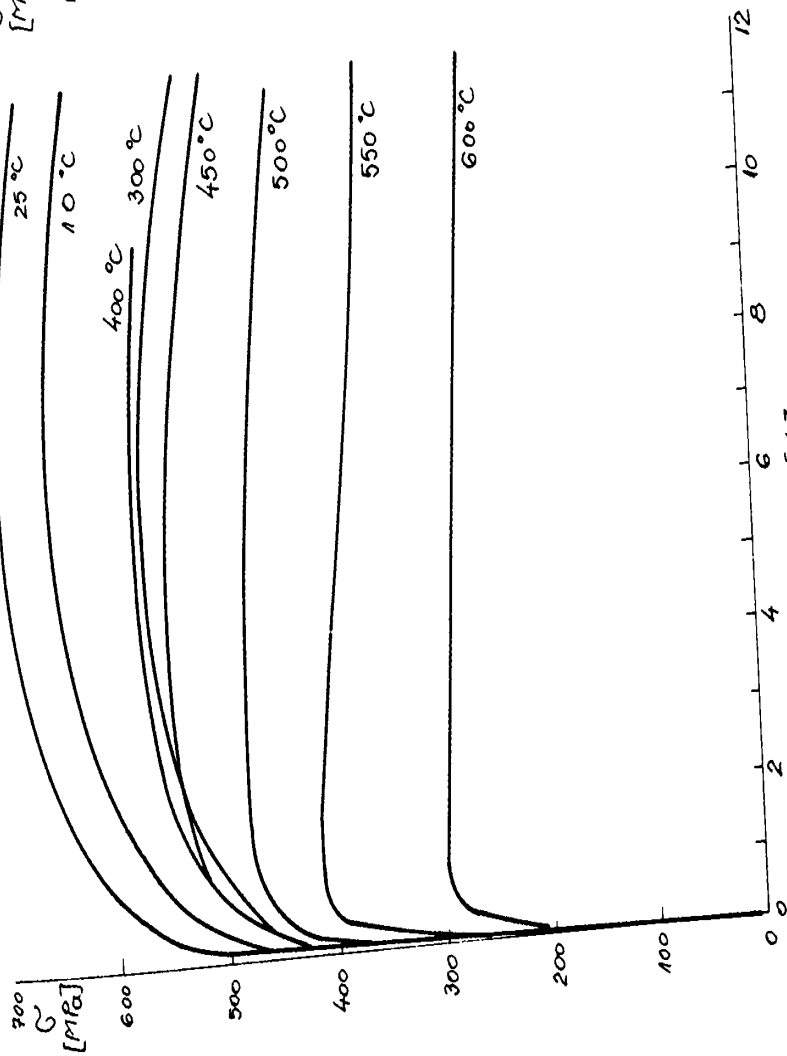


Fig. 3.2.32

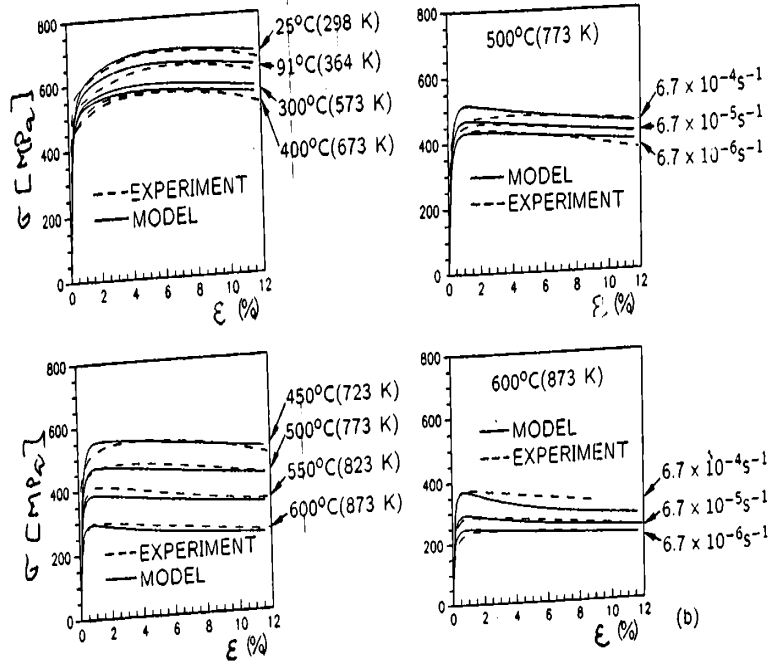


Fig.3.2.34

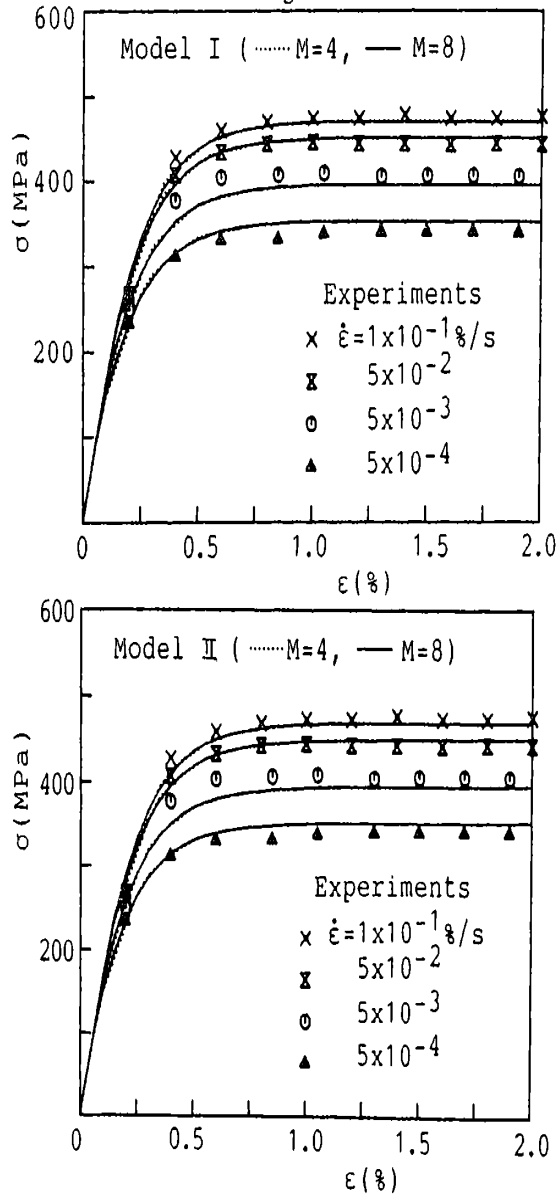


Fig.3.2.35

Valorile experimentale ale lui  $[Sw1]$  au fost utilizate pentru comparație în lucrarea [Mo7], unde se face un studiu bazat pe ecuațiile constitutive ale autorului asupra comportării oțelului 9Cr1MoVNb, utilizat la confecționarea de recipiente sub presiune. Corelarea rezultatelor modelului pentru teste cu controlul deformației la diferite temperaturi între 25 și 600 C (Fig.3.2.34,a) și la diferite viteze de deformare:  $6.7e-4$ ,  $6.7e-5$ ,  $6.7e-6$ , la temperaturile 500 C și 600 C (Fig.3.2.34,b) este foarte buna, dar rezulta din faptul ca tocmai aceste încercări experimentale au stat la baza stabilirii valorii parametrilor modelului.

În lucrarea privitoare la modelarea comportamentului oțelului 9Cr1Mo [Ow2], Ohno se refera la posibilitatea utilizării ecuațiilor modelului Chaboche care conțin și revenirea dinamică, în 2 moduri, și anume: considerând un stadiu critic al revenirii dinamice, de la care se activează un anumit termen din ecuația de evoluție a parametrului întăririi cinematische neliniare,  $X_i$  (modelul I) sau considerând ca revenirea dinamică  $X_i$  devine puternic neliniară pe măsura ce aceasta se apropie de suprafața  $f_i=0$  (modelul II). Curbele obținute pentru simularea tracțiunii monotone cu cele 2 modele prezintă ambele diferențe foarte mici, deci pentru descrierea tracțiunii monotone se poate folosi oricare dintre modele (Fig.3.2.35, a și b). Așa cum se va arata la Capitolul 8, modelele nu sunt similare în ceea ce privește predicția deformației progresive.

Un studiu foarte amplu a fost efectuat asupra oțelurilor termorezistente timp de mai mulți ani, de mai multe echipe de cercetători [Dr2]. În urma încercărilor, s-a constatat că limita de curgere a acestor oțeluri la diferite temperaturi este legată de rezistența la tracțiune la temperatura camerei printr-o anumită relație, care este dată în standardul BS 5500 [Bs55]. Această dependență e prezentată în Fig.3.2.36, împreună cu rezultatele încercărilor experimentale pentru mai multe oțeluri termorezistente, la temperaturile de 300 C și 600 C. Întrucât punctele experimentale sunt toate foarte apropiate de o curbă unică, se poate trage concluzia că microstructura materialului (bainită sau martensită) are o influență mică la temperaturi ridicate.

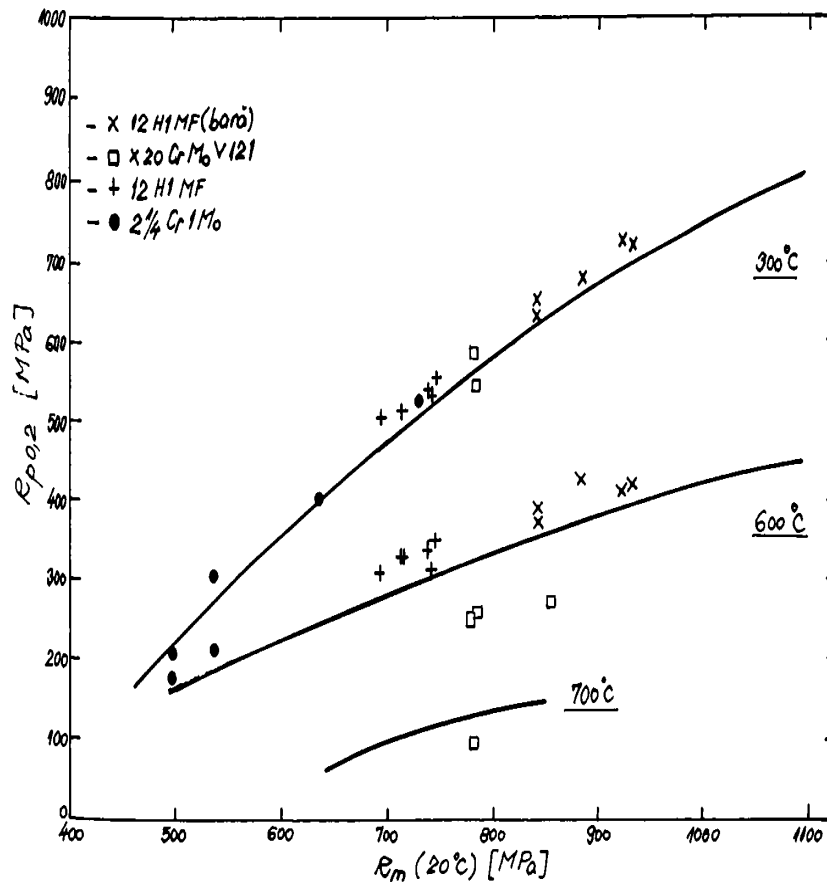


Fig.3.2.36

## CAPITOLUL 4

## STUDII ASUPRA DEGRADĂRII MATERIALULUI DATORITA FLUAJULUI

## 4.1 Concepte fundamentale utilizate în calculul la fluaj

Având în vedere funcționarea la temperaturi ridicate a sistemelor de conducte, unul din fenomenele care se produc în timpul funcționării acestora este fluajul. În continuare, se va face o scurtă trecere în revista a acestuia.

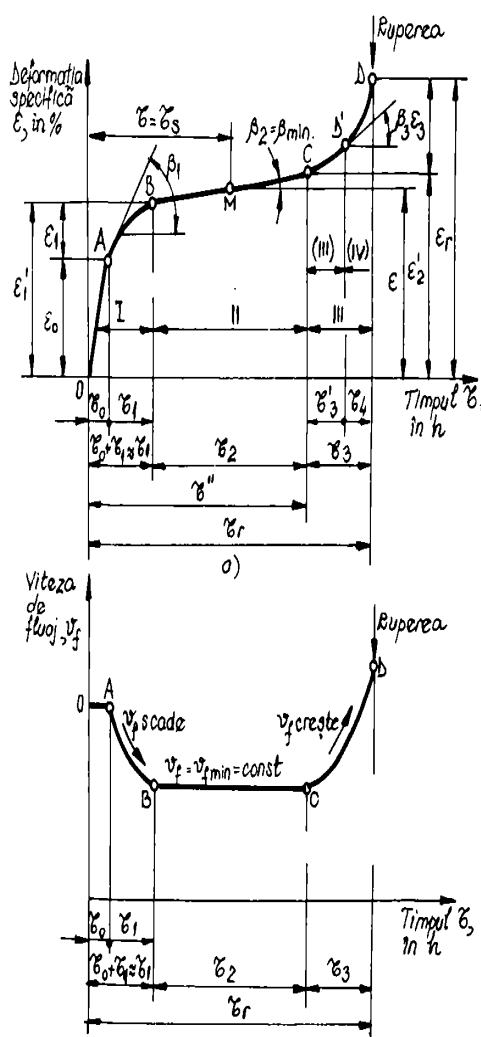


Fig.4.1.1

Acestea se exprimă prin relațiile:

$$\epsilon_{rf,max} < \epsilon_{rf,a} , v_{f,max} < v_{f,a} \quad (4.1.1)$$

astfel încât să avem un coeficient de siguranță global  $c_f = 1 \dots 1,5$  față de deformația remanentă de fluaj admisibilă ( $\epsilon_{rf,a} = 1\%$ ) și viteza de fluaj maxim admisă și:

$$\sigma_{max} < \sigma_d' \quad (4.1.2)$$

astfel încât să avem un coeficient de siguranță  $c > 1.5$ . Acesta se numește coeficient global de siguranță față de rezistența convențională (tehnică) de durată.

## a) Curba de fluaj

O curba tipică de fluaj se poate urmări în Fig.4.1.1. Aceasta cuprinde 3 domenii [Cc7], [Pol]:

- domeniul fluajului inițial (A-B):  $\beta = \beta_1$  scade continuu cu creșterea timpului;
- domeniul stabilizat (B-C):  $\beta = \beta_{min} = \text{constant}$  în timp;
- domeniul fluajului accelerat (C-D):  $\beta = \beta_3$  crește mereu până la momentul  $\tau = \tau_r$ , corespunzător punctului D, unde se produce ruperea prin fluaj (timpul, notat  $\tau_r$ ,  $T_r$  sau  $t_r$  este numit durată de rupere).

În Fig.4.1.1,b se prezintă evoluția vitezei de fluaj în timp, corespunzător celor 3 domenii menționate.

b) rezistența convențională (tehnică) de durată- se definește ca fiind tensiunea  $\sigma$  la care, pentru o anumită temperatură constantă dată, survine ruperea prin fluaj într-un interval de timp determinat. Acesta se notează de obicei cu  $R_{tr}$ , sau  $\sigma_{tr}$  sau  $\sigma_d'$  [Pol].

c) condiții de deformabilitate și rezistența specifică fluajului.

### 4.2 Relații de calcul pentru fluaj

Prin aceste relații se admite ca între deformații, tensiuni, vitezele lor de variație și timp exista o relație funcțională denumită criteriu de fluaj (ipoteza de fluaj).

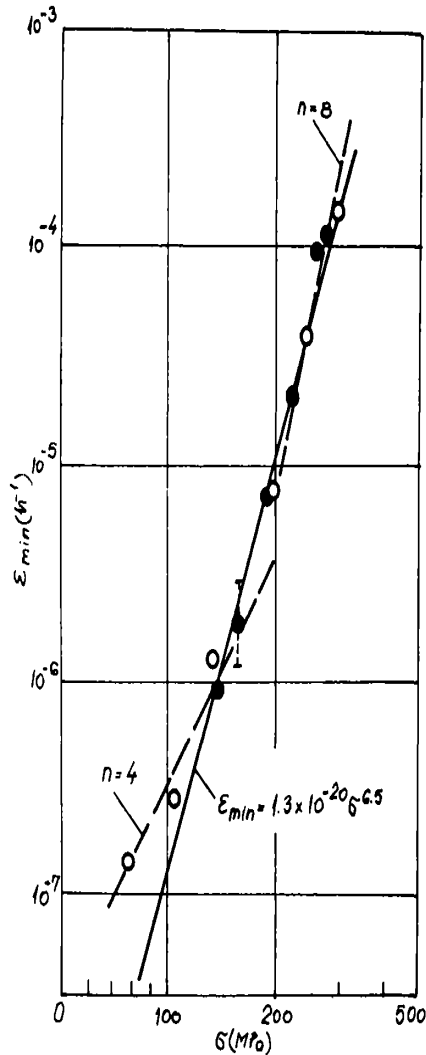


Fig.4.2.1

Se presupune ca la o anumita temperatura, între  $\epsilon_p$ ,  $\sigma$  și  $t$  exista relația de tip Norton:

$$\dot{\epsilon}_p = Q(\sigma) = k\sigma^n \tag{4.2.6}$$

unde  $k$  și  $n$  depind de material și temperatura.

Pentru exemplificare, se prezinta în Fig.4.2.1 influența tensiunii asupra vitezei minime de fluaj la 550 C, de unde rezulta și influența parametrului  $n$ .

Pe baza curbei tipice de fluaj, în zona fluajului stabilizat, pentru durate mari de timp, deformația la fluaj la un anumit moment este:

$$\epsilon_f = k \cdot \sigma_e^n \cdot t \tag{4.2.7}$$

unde  $\sigma_e$  este tensiunea echivalenta Mises.

### 4.3. Calculul prin metoda $\Phi$

Evans [Ev1] a introdus un nou concept, cu scopul de a descrie evoluția la fluaj a lui  $\epsilon$  în toate cele 3 regimuri (primar, secundar, terțiar), numit conceptul  $\Phi$ . Conform acestuia,

#### a) Ipoteza întaririi

În baza acestei ipoteze, se presupune ca la o anumita temperatura, între deformația plastica, viteza acesteia și tensiune exista relația:

$$\Phi(\epsilon_p, \dot{\epsilon}_p, \sigma) = 0 \tag{4.2.1}$$

#### b) Ipoteza ereditații plastice

$$\sigma(t) = \varphi(\epsilon) - \int_0^t \Gamma(t-\xi) \varphi(\xi) d\xi \tag{4.2.2}$$

$$\varphi(\epsilon) = \sigma(t) + \int_0^t K(t-\xi) \sigma(\xi) d\xi \tag{4.2.3}$$

Utilizarea acestor relații prezinta însă unele dificultăți matematice.

#### c) Ipoteza îmbatrânirii

Se presupune ca la o anumita temperatura, între deformațiile plastice, tensiunile normale și timp, exista relația:

$$\Phi(\epsilon_p, \sigma, t) = 0 \tag{4.2.4}$$

Dupa Rabotnov, dependența dintre  $\sigma$ ,  $\epsilon$  și  $t$  este de forma:

$$\sigma = \frac{\varphi(\epsilon)}{1+at^b} \tag{4.2.5}$$

$a$ ,  $b$  fiind coeficienți care depind de material și temperatura.

#### d) Ipoteza curgerii



evolutia lui  $\epsilon$  în timp este data de:

$$\epsilon_t = \epsilon_0 + \theta_1(1 - e^{-\theta_2 t}) + \theta_3(e^{\theta_4 t} - 1) \quad (4.3.1)$$

unde  $\epsilon_0$  și  $\epsilon_1$  sunt deformația instantanee și cea după timpul  $t$ ; parametrii  $\epsilon_1$  și  $\theta_3$  sunt legați de fluajul primar și terțiar referitor la  $\epsilon$ , iar  $\theta_2$  și  $\theta_4$  sunt legați de viteza și guvernează scderea acesteia în stadiul primar și accelerarea din stadiul terțiar. În aceasta relație nu este cuprins fluajul secundar.

Analiza comportării la fluaj a structurilor, mai ales pentru stări de deformație și tensiuni spațiale, unde apare efectul ecrisării anizotropice [Mr7], întâmpina greutăți mari datorita caracterului nelinier al relațiilor tensiune- deformație, precum și datorita fenomenului redistribuirii tensiunilor; în plus, starea de deformație la un anumit moment depinde de istoria deformațiilor precedente.

#### 4.4 Incercari experimentale de fluaj și relaxare pe oțeluri termorezistente

##### a) oțelul 12H1MF

Un studiu al comportării la fluaj al acestui oțel este prezentat în [Bj28]. Materialul a fost utilizat 88652 ore, iar analiza compoziției chimice a aratat ca se încadrează în valorile prescrise de standardul GOST. Studiul a avut ca scop determinarea rezistențelor tehnice de durată  $\sigma_{r/10000}^u$  și  $\sigma_{r/20000}^u$  la temperatura de 540 C.

Pentru aceasta s-au făcut încercări (STAS 8894/1-80) la diferite temperaturi cuprinse între 470 C și 620 C (470, 480, 490, 500, 530, 600, 610, 620 C). Tensiunea de încercare din secțiunea transversală a epruvetelor a fost de 100, 150 și 200 MPa. Pentru fiecare epruveta s-a determinat durată  $t_r$  în ore a încercării până la rupere. Pentru extrapolarea rezultatelor a fost aleasa metoda Larson-Miller, cu valoarea constantei  $C = 20$  [Bj7], [Cc5]:

$$P_{LM} = T(\lg t_r + 20) \quad (4.4.1)$$

Astfel s-au calculat valorile parametrilor  $P_{LM}$  pentru toate epruvetele. Perechile de valori  $P_{LM}$  și  $\lg \sigma$  au fost reprezentate în Fig.4.4.1, ele putând fi approximate cu o dreapta. Prin metoda celor mai mici patrate, s-a obținut dreapta de regresie:

$$\lg \sigma = 2,30103 - 9,97203 \cdot 10^{-5}(P_{LM} - 16864,171) \quad (4.4.2)$$

Pentru temperatura de 540 C și duratele de rupere  $t' = 10000$  ore și  $t'' = 20000$  ore, au rezultat valorile:

$$\lg \sigma_{r/10000} = 2,0462577; \lg \sigma_{r/20000} = 2,0125825$$

În Fig.4.4.1 mai este reprezentată și curba (dreapta) rezistenței de durată prescrise ( $R_{r,t}^u$ ). Întrucât  $R_{r/20000}^u < R_{r/10000}^u$ , s-a concluzionat ca degradarea materialului a dus la scderea capacității de rezistență.

Alte încercări de fluaj ale acestui oțel, efectuate la mai multe nivele ale tensiunii și temperaturii au dus la următoarele dependențe între deformația de fluaj, tensiune și timp [K12]:

- la  $\theta = 440$  C, și la tensiunile: 334,1 MPa, 288,2 MPa, 174,5 MPa:

$$\epsilon_f = 7,141 \cdot 10^{-7} \cdot \sigma^{1,71} \cdot t^{0,2503} \quad (4.4.3)$$

- la  $\theta = 500$  C, și la tensiunile: 360,7 MPa, 297 MPa, 253,3 MPa, 156,8 MPa:

$$\epsilon_f = 1,076 \cdot 10^{-7} \cdot \sigma^{2,507} \cdot t^{0,4199} \quad (4.4.4)$$

- la  $\theta = 550$  C și la tensiunile : 254,9 MPa, 203,9 MPa, 142,1 MPa:

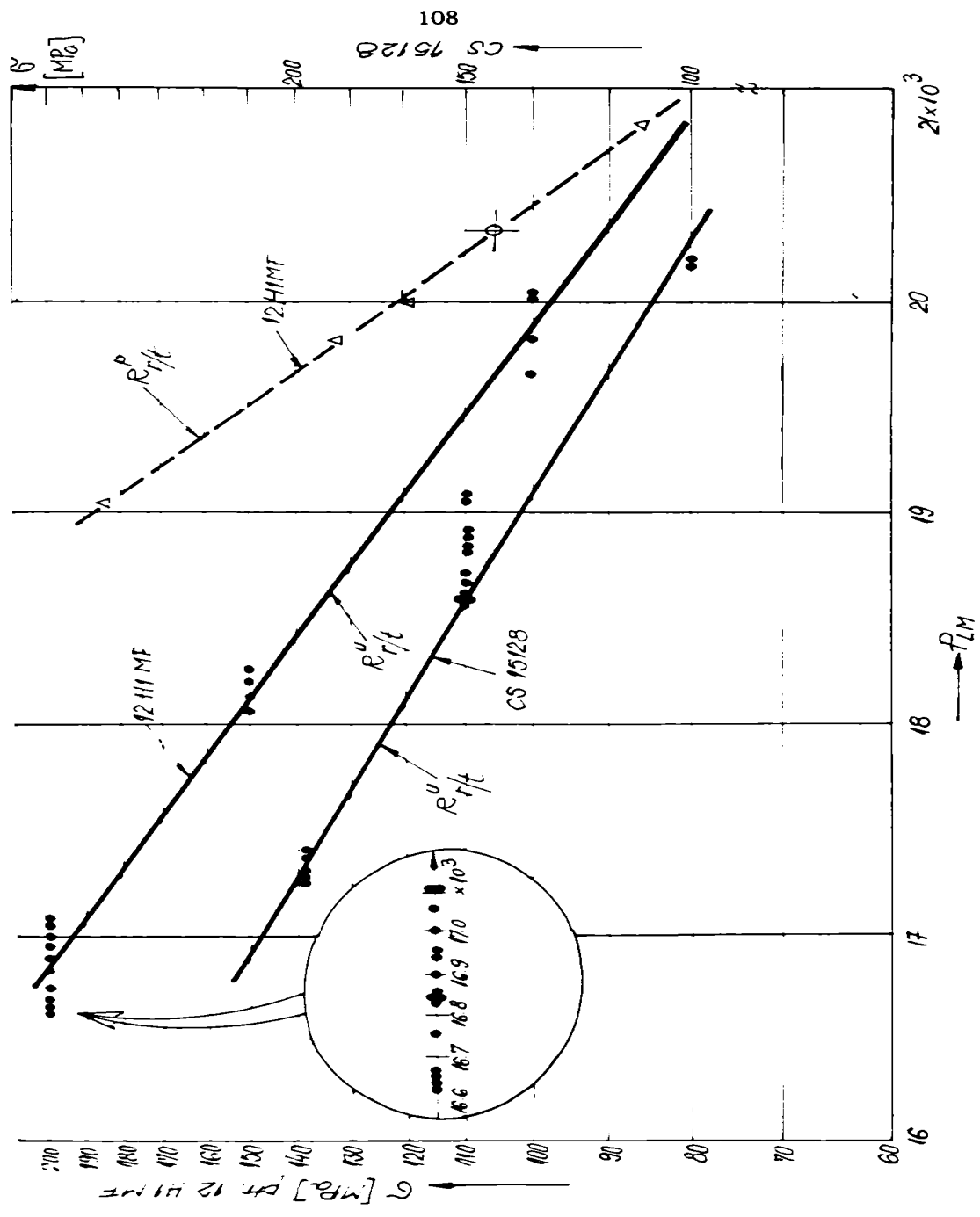


Fig. 4.4.1.

### b) oțelul 1CrMoV

Acesta este un oțel termorezistent cu o compoziție chimică asemănătoare oțelului 12H1MF, conform Tabelului 1.1 din Anexa, poziția 11.

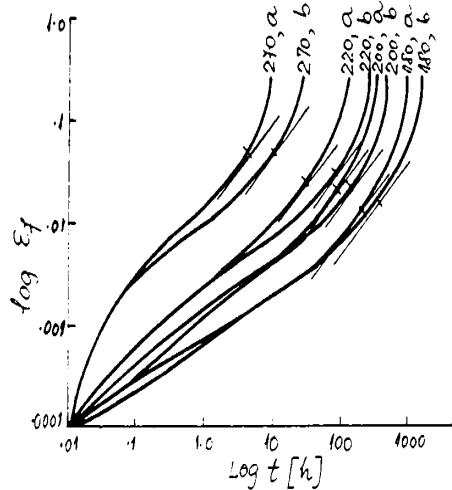


Fig.4.4.2

Curbele de fluaj ale materialului se pot vedea în Fig.4.4.2, familia de curbe fiind obținută la temperatura de 550 C, pentru tensiuni cuprinse între 270 și 180 MPa [Da4].

Pentru a stabili influența vitezei de încărcare, s-au utilizat 2 viteze, una lentă (curbele "a") și una rapidă (curbele "b"). Vitezele efective nu au fost precizate de autor. Se observa că deformarea corespunzătoare vitezei mici de încărcare este întotdeauna mai mare decât cea corespunzătoare vitezei mai mari, iar pe de altă parte, uniformitatea deformațiilor la rupere (considerată prin viteza

de deformare, așa cum se prezintă în figura), este independentă de viteza de încărcare sau tensiune.

Datele de rupere la fluaj, pentru temperatura de 565 C pot fi approximate prin relațiile:

$$t_R = \frac{2,29 \cdot 10^{40}}{\sigma^{14,71}} \text{ pentru } \sigma > 280 \text{ MPa}$$

$$t_R = \frac{1,13 \cdot 10^{20}}{\sigma^{6,83}} \text{ pentru } \sigma < 280 \text{ MPa}$$
(4.4.5)

unde  $t_R$  reprezintă timpul de rupere, în minute [E1].

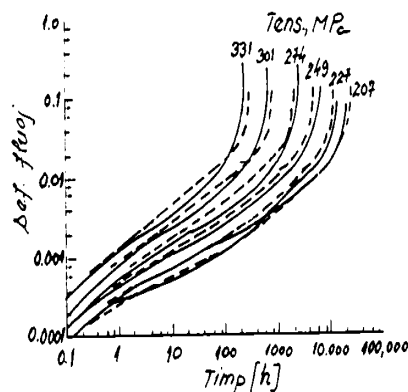


Fig.4.4.3

Curbele de fluaj la temperatura de 540 C, și la tensiuni cuprinse între 207 și 331 MPa sunt prezentate în Fig.4.4.6 [Wo2]. Curbele cu linie plină sunt corespunzătoare încercărilor experimentale, iar cele cu linie întreruptă sunt cele rezultate din simulare. Modelul autorului se bazează pe expresia:

$$\sigma = C(t) \cdot H(\epsilon) \quad (4.4.6)$$

unde  $C(t)$  este o funcție de timp și  $H(\epsilon)$  este o funcție de deformație.

Astfel, între deformația de fluaj, tensiune și timp s-a stabilit relația:

$$\epsilon_f = \exp \frac{\sigma t^{0,0972} - 846}{77,3} \quad (4.4.7)$$

Cu aceste date se pot construi curbele izocrone: considerând  $t = \text{constant}$ , pentru un anumit  $\sigma$  rezulta valorile lui  $\epsilon$ . Familia de curbe izocrone calculate, precum și punctele experimentale sunt prezentate în Fig.4.4.4.

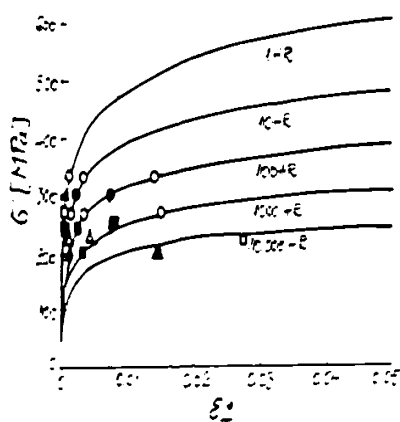


Fig.4.4.4

Se poate însă aprecia că diferențele dintre cele 3 curbe se înscriu în limitele impreciziei rezultatelor experimentale. Acest lucru este în concordanță și cu concluziile lui [Ma5], care precizează că nivelul relaxării tensiunilor în teste combinate de fluaj- oboseala este independent de calea de încărcare.

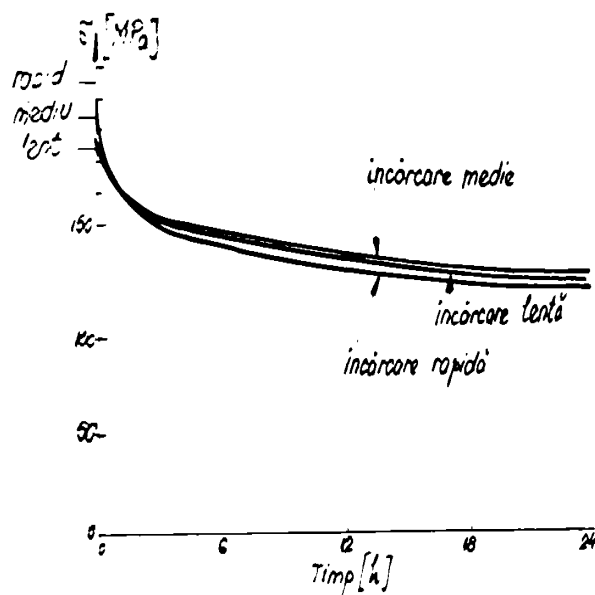


Fig.4.4.5

#### c) oțelul 2.1.4 CrMo

Acest oțel este de asemenea de tip termorezistent, des utilizat în centralele termoelectrice și nucleare. Compoziția chimică este dată în Tabelul 1.1 din Anexa la poz.8.

Curbele de fluaj ale materialului ( $\epsilon_p - t$ ), obținute experimental, se pot urmări în Fig.4.4.6. a), la 3 nivele de tensiune (353, 253, 216 MPa) și temperatura de 500 C, iar în Fig.4.4.6. b), la tensiunile 235, 196, 137 MPa și temperatura 575 C [Bi2].

Influența tratamentului termic inițial asupra comportării materialului este foarte mare. Spre exemplu, pentru un test de fluaj la  $\sigma = 123$  MPa și temperatura  $T = 550$  C, viteza fluajului secundar a fost de  $1,5 \cdot 10^{-6}$  /h pentru materialul cu tratament de normalizare la 950 C și de  $3 \cdot 10^{-6}$  /h în cazul tratamentului de normalizare la 950 C urmat de temperare (5 ore la 690 C).

#### d) oțelul X20CrMoV121

Datele obținute în urma încercării de fluaj sunt prezentate sintetic în Tabelul 4.4.1, pentru încercările la tensiune constantă (CL) și la temperatura constantă (CT). Cu  $\epsilon_m$  s-a notat viteza minimă de fluaj, indicele "R" se referă la rupere, iar restul sunt notațiile cunoscute.

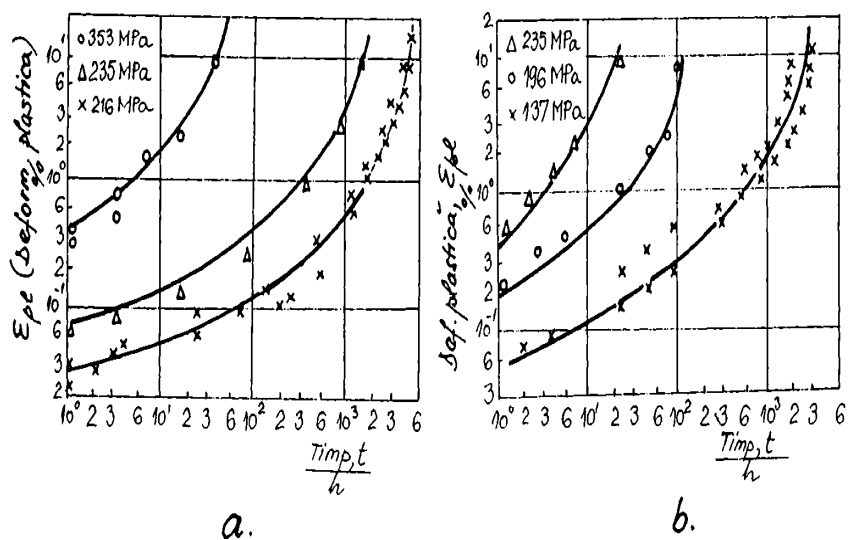


Fig.4.4.6

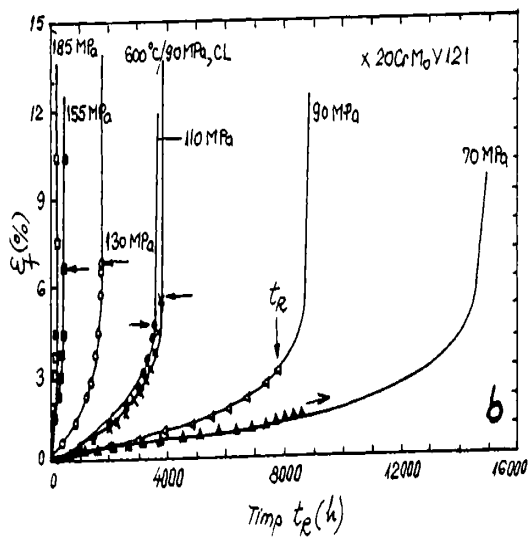
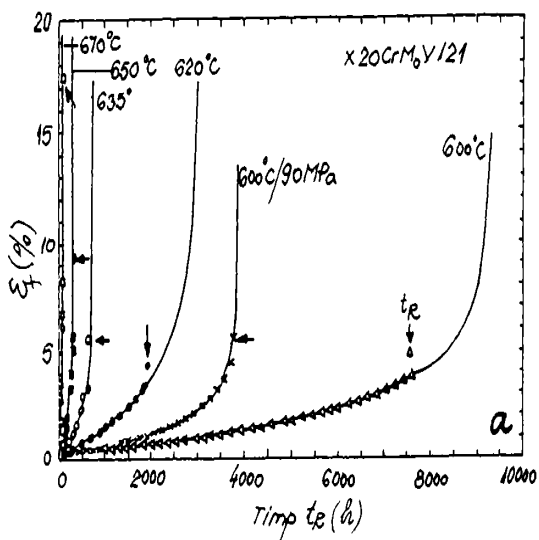


Fig.4.4.7

Curbele de fluaj ale materialului sunt prezentate în Fig.4.4.7,a (pentru  $\sigma=80$  MPa și diferite temperaturi) și Fig.4.4.7,b (pentru temperatura de 600 C și diferite tensiuni) [Ru1].

Tabelul 4.4.1

	Condiții de testare		$t_R$ [h]	[%]	$A_R$ [%]	$\epsilon$ [1/h]
	[MPa]	[C]				
CT	185	600	227	10.4	21.5	1.79E-4
	155	600	411	6.6	11.9	7.02E-5
	130	600	1707	6.8	8.5	1.62E-5
	110	600	3529	4.7	4.4	4.51E-6
	90	600	7751	3.1	2.8	1.64E-6
CL	80	670	88	17.3	33.3	4.97E-4
	80	650	301	9.3	15.8	9.4E-5
	80	635	642	5.7	8.9	3.44E-5
	80	620	1918	4.3	8.3	1.43E-5
	80	600	7566	4.8	7.0	2.76E-6
	90	600	3766	5.5	6.9	4.16E-6

Într-o alta lucrare [Ro3] se pune problema influenței ciclurilor de compresiune asupra durabilității materialului la fluaj. Aceasta s-ar putea stabili prin cicluri de oboseală oligociclica, dar datorita costurilor mari ale unei asemenea investigații, s-au propus alte metode, de durata mai scurta: de exemplu, teste combinate de fluaj și oboseală, care au avantajul ca dau o mai mare libertate în modificarea condițiilor de testare și permit executarea testelor de lunga durata cu costuri rezonabile.

În Fig.4.4.8 se prezintă diagrama rezistenței și deformabilității la rupere la fluaj la 600 C. Toate cele 3 materiale precizate în medalion sunt oțeluri feritice cu 12% Cr, utilizate în diverse studii. Primele 2 au compoziția chimică data în tabelul ce urmează, iar al treilea este cel standardizat.

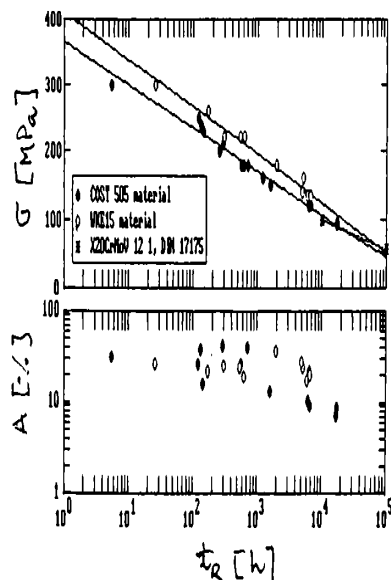


Fig.4.4.8

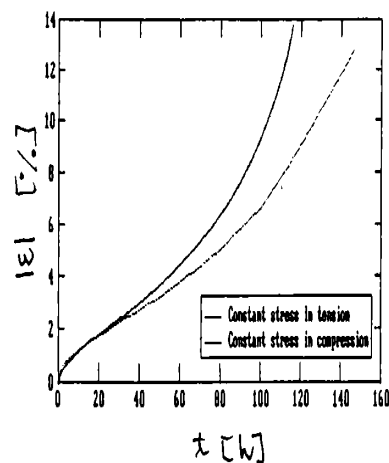


Fig.4.4.9

	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	P	S	V
COST505	0.21	0.31	0.41	11.8	0.32	0.91	0.019	0.008	0.27
WKE15	0.20	0.20	0.46	11.4	0.41	0.93	0.016	0.009	0.31

În Fig.4.4.9 se prezintă o comparație între curbele de fluaj la sarcina constantă (250 MPa), la tensiune și la compresiune. Se observă că și curba de fluaj la compresiune prezintă o accelerare a deformării: zona fluajului terțiar.

În ceea ce privește influența predeformării, în Fig.4.4.10 se prezintă rezultatele obținute la fluaj la aceeași sarcină după o predeformare în aceleași condiții pentru toate testele (600 C, 180 MPa, 456 h), dar la tracțiune sau compresiune, comparativ cu cele fără predeformare. Se observă că predeformarea la compresiune produce cea mai mare accelerare a vitezei de fluaj.

Dacă se introduc, în cazul fluajului ciclic, timpi de menținere la compresiune (180 MPa), se produce de asemenea o scădere dramatică a rezistenței la fluaj (Fig.4.4.11).

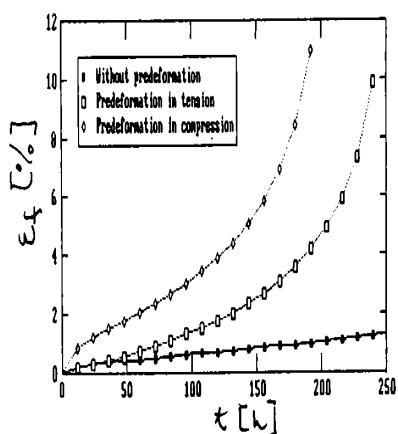


Fig.4.4.10

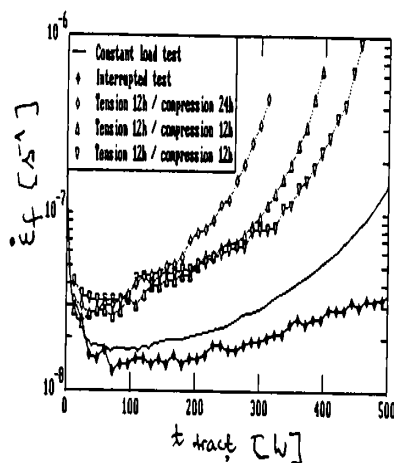


Fig.4.4.11

În final se prezintă curbele de fluaj ale materialului simulate prin modelul Chaboche identificat de autoare. În Fig.4.4.12 se pot vedea curbele de fluaj pentru diferite temperaturi, iar în Fig.4.4.13, la diferite tensiuni.

Curbele de relaxare (care se produce în timpul solicitărilor ciclice cu diferite nivele ale amplitudinii deformației, în perioada de menținere la valoarea maximă a deformației de tracțiune (300 s) se pot urmări în Fig.A.5.20 și în Fig.A.5.2 B (Anexa), rezultate din înregistrarea pe ploter făcută de autoare în timpul încercării.

#### e) oțelul 9CrMo

Pentru acest oțel s-au făcut foarte multe studii în ultimi ani, datorită calităților sale, superioare oțelurilor cu 10-12% Cr. Ca urmare a faptului că acest oțel urmează să se impună în viitorii ani, autoarea a inclus în cele ce urmează câteva constatări experimentale importante.

Rezultatele testelor de fluaj izoterme ale materialului, efectuate pe probe având diametrul  $d=3$  mm, sunt prezentate în Fig.4.4.14, la temperaturile: 575, 600 și 650 C [Sw2]. De asemenea sunt reprezentate, pentru comparație, curbele prescise de diferite coduri: Oak Bridge National Laboratory (ORNL), Mannesmann Forschungs- Institut (MFI), corespunzătoare temperaturii de 600 C [Co5]. Valorile obținute la testele de fluaj efectuate cu acest material la tensiunile de 100 și 75 MPa sunt superioare celor obținute la oțelul X20CrMoV121, pentru aceleași condiții.

Modificarea deformației în timp, la anumite tensiuni și 4 temperaturi (500, 550, 600, 650 C) este dată în Fig.4.4.15 a,b,c,d.

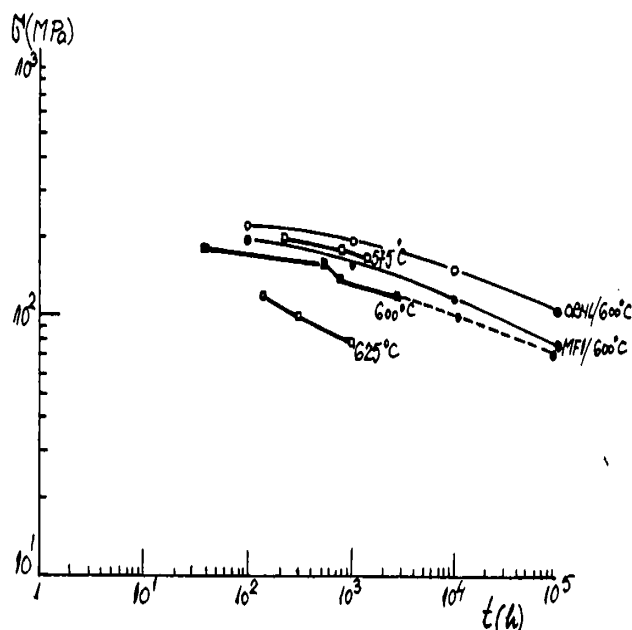


Fig.4.4.14

O trasatura neobișnuită a acestor curbe o reprezintă întărirea parabolică la deformări mici. Din această cauză se produc schimbări mari în viteza de fluaj în perioada primară. Deși nu se observă în figura, fluajul secundar se stabilește la nivele joase ale deformății de fluaj (sub 1 %), și aceasta este în concordanță cu faptul că rezistența la rupere la tracțiune se obține pentru deformări mici.

Curbele izocrone de fluaj și relaxare se pot determina pornind de la curbele de tracțiune monotona (ca referință) și adăugând deformările de fluaj corespunzătoare tensiunii și momentului de timp care interesează (Fig.4.4.16,a). Acestea din urmă se pot lua din grafic sau se pot calcula cu relația:

$$\sigma = A \cdot \epsilon_p^m \quad (4.4.8)$$

în care constantele A și m sunt cele din Tabelul 4.4.2.

Tabelul 4.4.2

T [C]	25	200	300	400	500	600
A	740	650	580	520	450	260
m	0.37	0.35	0.33	0.32	0.28	0.24

În construirea curbelor de relaxare, legea de fluaj trebuie corelată cu legea de întărire, rezultând astfel tensiunea relaxată la momentul de interes.

Presupunând pentru fluaj o lege de întărire simplă, tensiunea relaxată la fiecare moment se poate calcula prin împărțirea procesului de relaxare în incremente de tensiune constantă de fluaj și reducând tensiunea cu un increment corespunzător echivalentului elastic al incrementului de deformare de fluaj. Procedând în acest mod se pot obține curbele din Fig.4.4.16,b. Metoda de determinare se poate urmări în detaliu în [Sw2].

În Fig.4.4.17 sunt prezentate curbele simulate de modelul [Mo7], pentru comparare cu rezultatele lui [Sw1]. Aceste curbe reprezintă rezultatele testelor izoterme la sarcina constantă, la 3 nivele ale temperaturii și deferite nivele ale tensiunii.

Teste de fluaj la sarcina constantă sunt efectuate în [Yt1], pentru a stabili comportarea materialului la 550°C. Influența nivelului tensiunii se poate urmări în Fig.4.4.18.

În continuarea studiului, autorul urmărește stabilirea relației între tensiunea de vârf,



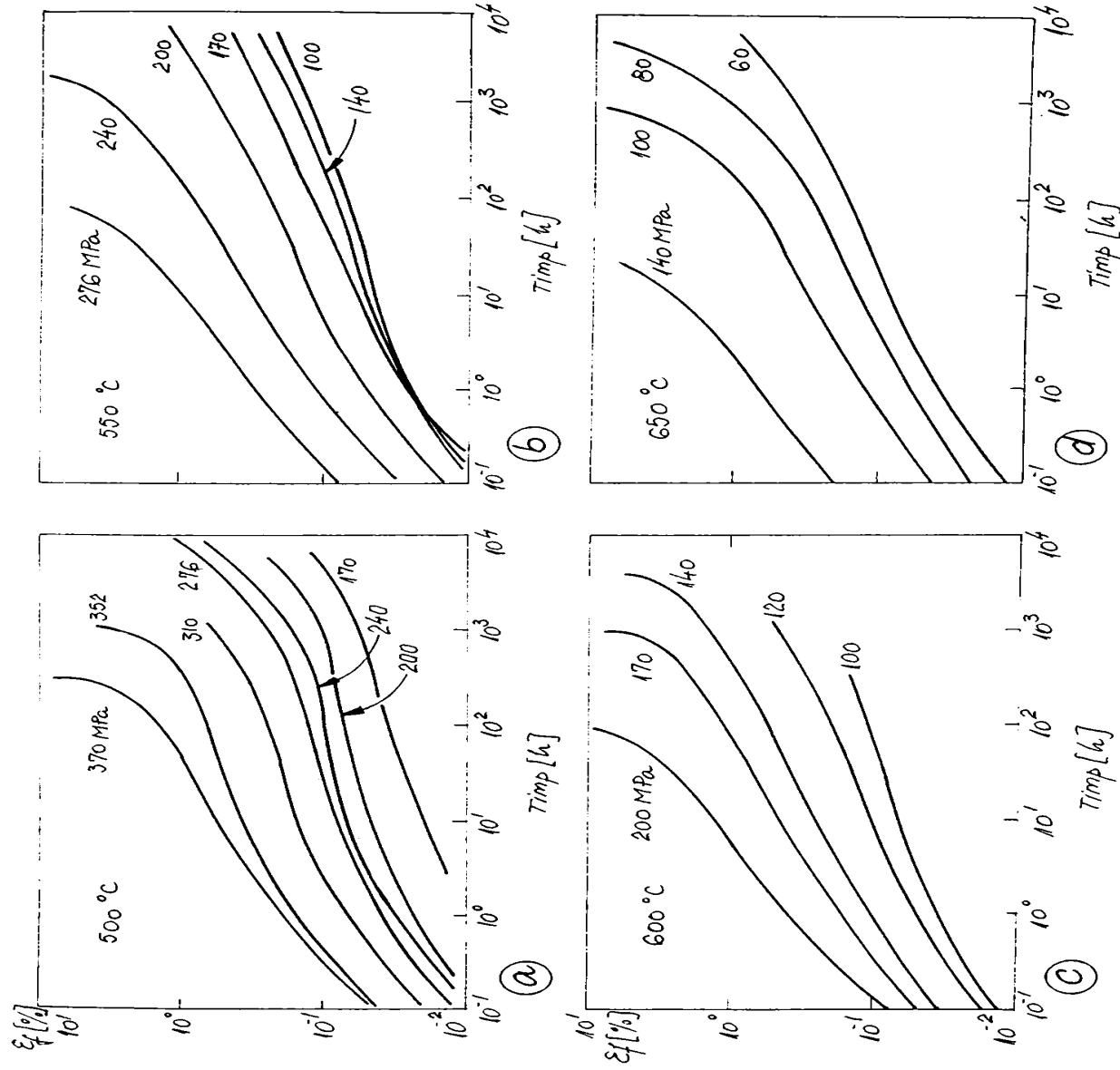


Fig.4.4.15

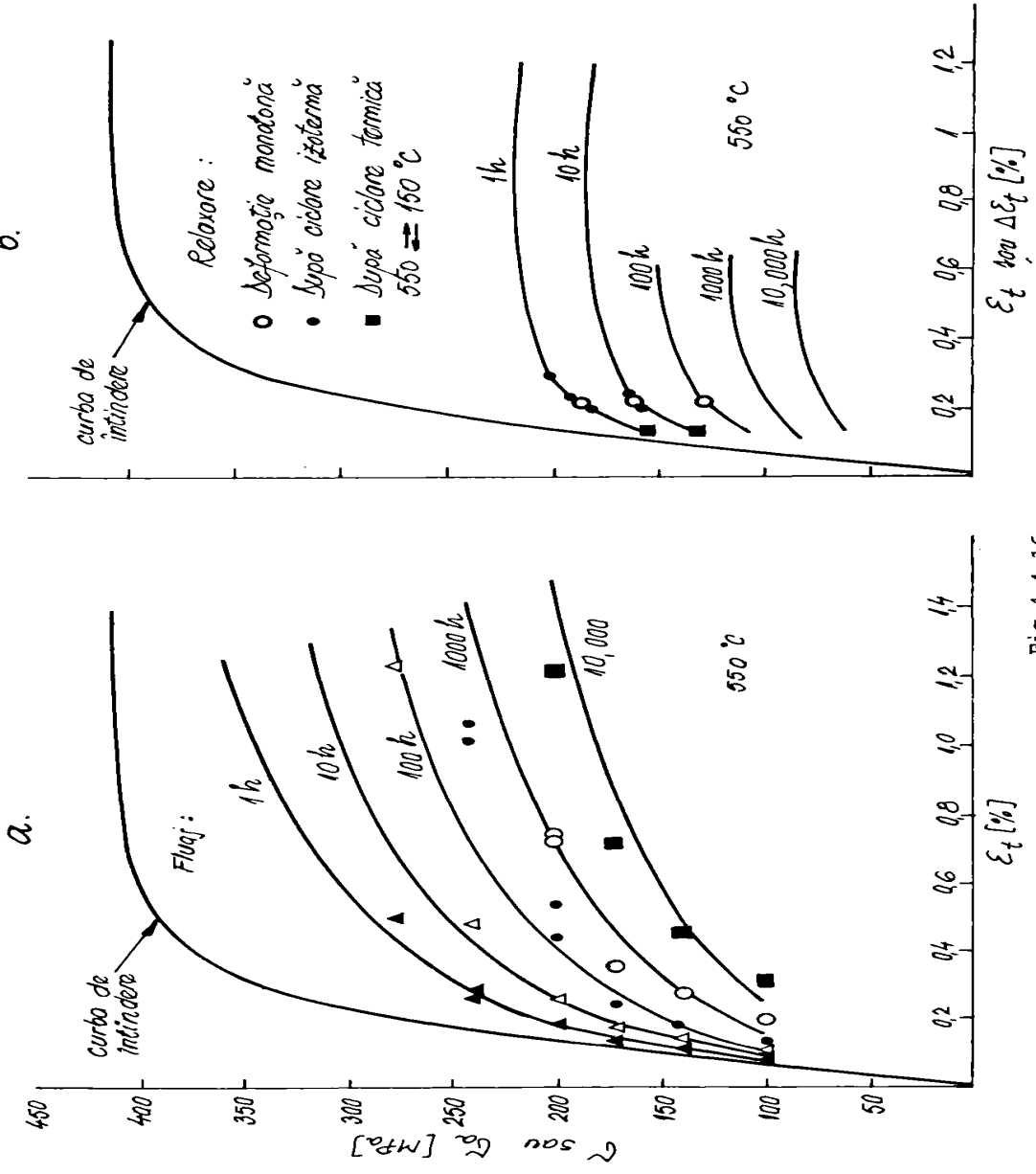


Fig.4.4.16

--- EXPERIMENT  
 — MODEL

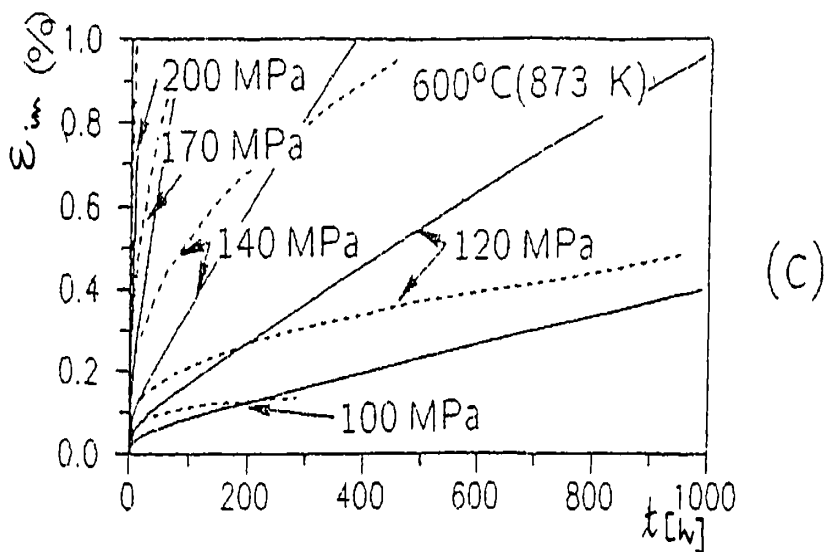
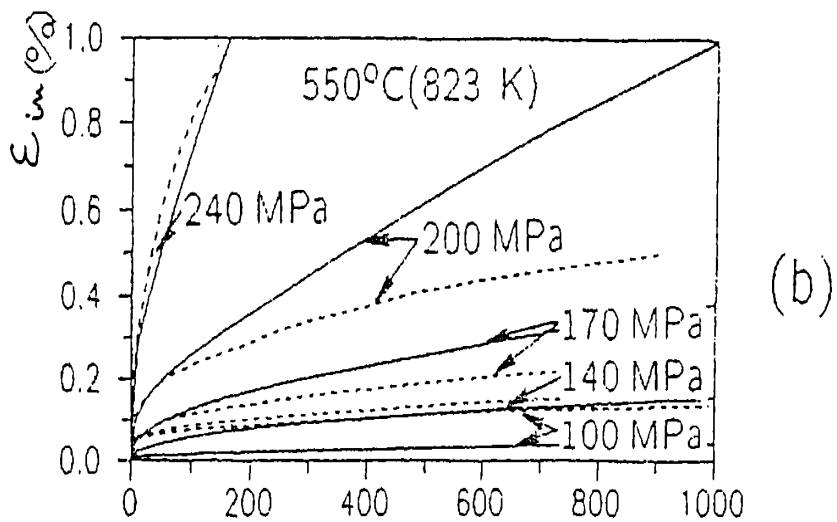
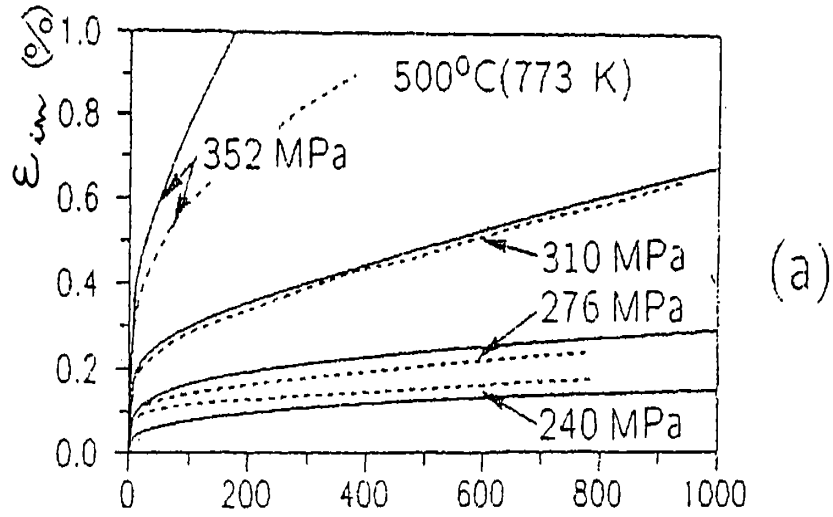


Fig.4.4.17

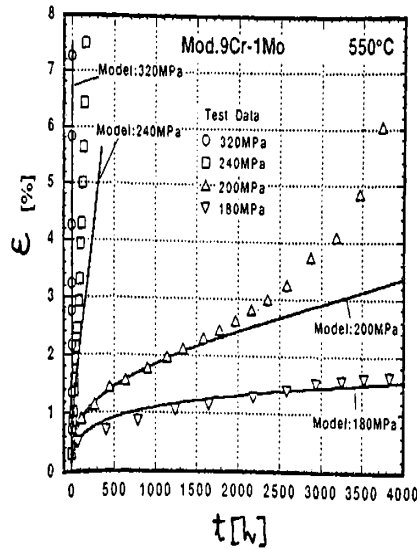


Fig.4.4.18

tensiunea de la sfârșitul perioadei de menținere și temperatura în teste cu deformare controlată. În aceste încercări s-a utilizat următoarea formă de variație a deformăției (Fig.4.4.19,a): o creștere a acesteia cu o viteză variabilă, urmată de o perioadă de menținere de 24 h. Variația tensiunii relaxate cu temperatura, pentru diferite viteze de creștere a deformăției, se poate urmări în Fig.4.4.19,b. Se observă că forma curbelor se poate aproxima printr-o relație de tip Arrhenius:

$$\sigma_{\text{varf}} = M_1 \exp\left(\frac{M_2}{T_{\text{abs}}}\right) \quad (4.4.9)$$

unde constantele  $M_1$  și  $M_2$  pentru diferite viteze de încărcare, compoziția chimică și proprietățile la 20 C sunt date în Fig.4.4.20.

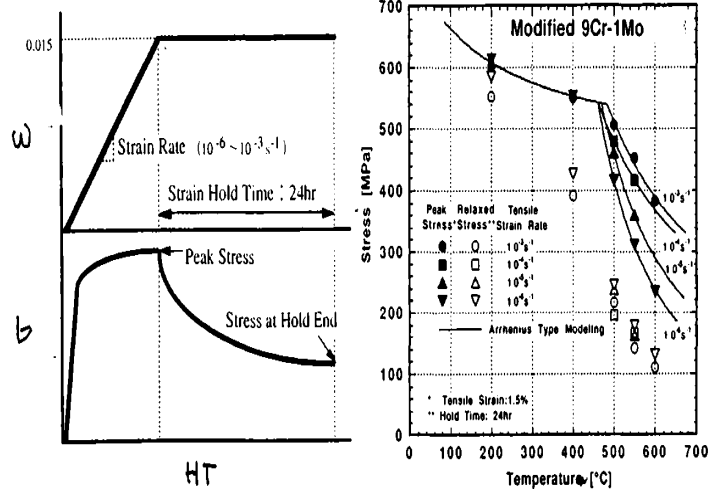


Fig.4.4.19

Table 1 Chemical composition of material (wt%)

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Nb	V	Al
0.09	0.24	0.44	0.003	0.001	0.04	8.78	0.94	0.08	0.21	0.013

Table 2 Mechanical properties at R.T.

Proof Stress (MPa)	Tensile Stress (MPa)	Elongation (%)	Reduction of Area (%)
528	630	26.0	70.0

Table 3 Material constants in Eq.(1)

Temperature	Strain Rate	$M_1$	$M_2$
473 ~ 733K	$10^{-6} \sim 10^{-3} s^{-1}$	$4.42 \times 10^2$	$1.54 \times 10^2$
	$10^{-3} s^{-1}$	$4.72 \times 10^1$	$1.83 \times 10^3$
733 ~ 873K	$10^{-4} s^{-1}$	$4.77 \times 10^1$	$1.79 \times 10^3$
	$10^{-5} s^{-1}$	8.31	$3.10 \times 10^3$
	$10^{-6} s^{-1}$	3.05	$3.80 \times 10^3$

Note: Stress in MPa, Temp. in K

Fig.4.4.20

Urmărind curbele din Fig.4.4.19, se poate trage concluzia că la temperaturi sub 400 C, viteza de deformare nu are nici o influență (insensibilitate la viteza de deformare), și apare

C, viteza de deformare nu are nici o influență (insensibilitate la viteza de deformare), și apare o relaxare destul de mare a tensiunii. De asemenea se remarcă o dependență mare a tensiunii relaxate de viteza de deformare din perioada de încărcare.

La temperaturi peste 500 C, apare o sensibilitate pronunțată la viteza de deformare. Această dependență se accentuează cu creșterea temperaturii.

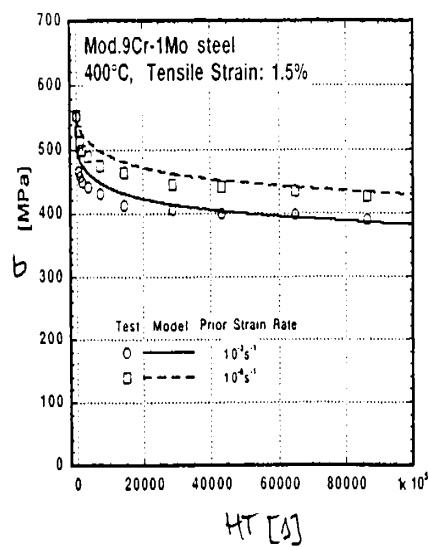
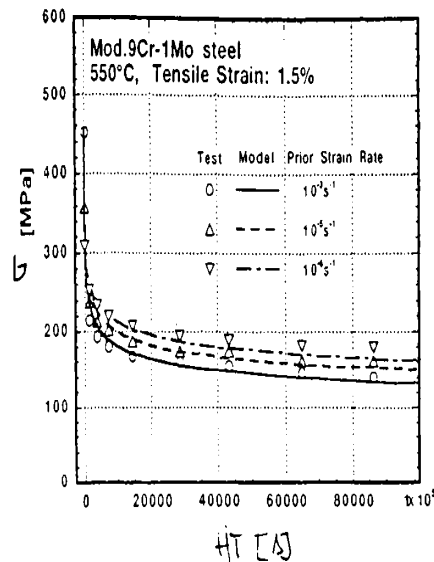


Fig.4.4.21

În fig.4.4.22,a,b,c se prezintă o comparație între rezultatele experimentale ale testelor la fluaj și cele simulate prin modelele Chaboche și Bodner, în ceea ce privește fluajul (a) și relaxarea tensiunilor (b) și (c). Se constată că modelul Bodner, identificat de autor [Ta6] da rezultate mai bune la nivele intermediare ale tensiunii, dar nu și pentru fluajul terțiar. La simularea relaxării tensiunilor, modelul Chaboche este superior modelului Bodner. În Fig.4.4.22,b se prezintă relația între tensiunea relaxată și deformația inelastică acumulată la testele cu cicluri simetrice de tracțiune compresiune, iar în Fig.4.4.22,c, la același tip de teste dar cu timpi de menținere (în toate cazurile s-a utilizat  $\epsilon = 1.e-3$  și  $\epsilon/2 = 0.5\%$ ).

#### f) oțelul 1/2Cr1/2Mo1/4V (CS 15128)

Asupra acestui oțel termorezistent slab aliat s-au efectuat teste de fluaj, urmărindu-se determinarea rezistenței tehnice de durată la temperatura de serviciu (540 C) [Bj29]. În acest

În Fig.4.4.21 se prezintă curbele de relaxare ale aceluiași material (relaxare care are se produce în perioadele de menținere din cadrul solicitării ciclice cu amplitudinea deformației de întindere de 1.5%), la temperatura de 550 C (a) și 400 C (b), pentru timpi de menținere între 0 și 85.000 sec și pentru diferite viteze de deformare ciclica.

La temperaturi peste 500 C se observa o mare relaxare a tensiunilor. Cu creșterea temperaturii apare deci o creștere a ratei relaxării. Se observa de asemenea un comportament interesant: în timp ce valoarea tensiunii în perioada de menținere a fost ridicată pentru viteza de deformare anterioară ridicată, tensiunea după relaxare prezintă o tendință opusă, adică tensiunea relaxată este mai mare dacă deformarea anterioară a avut o viteză mai mică.

La temperaturi sub 400 C, acest fenomen nu se produce. Rezultă deci că dependența de timp și viteză este influențată de condițiile de încărcare.

Acest lucru este foarte greu de prins în modelele constitutive de material, chiar și doar calitativ. Modelul Chaboche folosit în simulare da foarte bune rezultate în ceea ce privește relaxarea tensiunilor, dar mai puțin bune pentru anumite nivele ale tensiunii la curbele de fluaj.

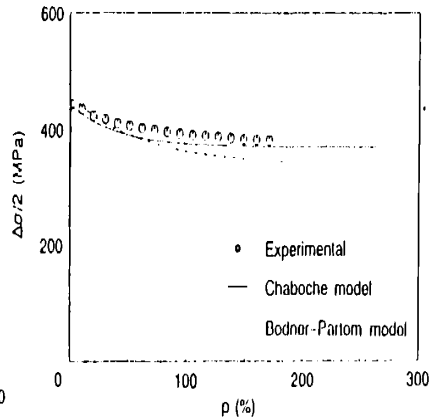
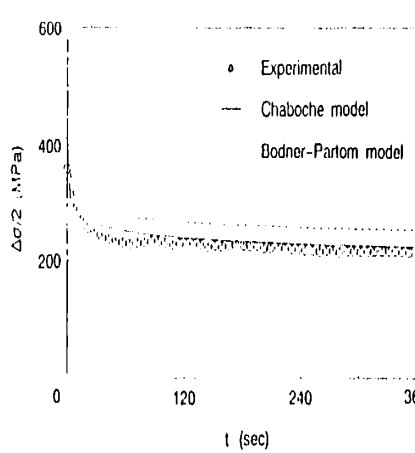
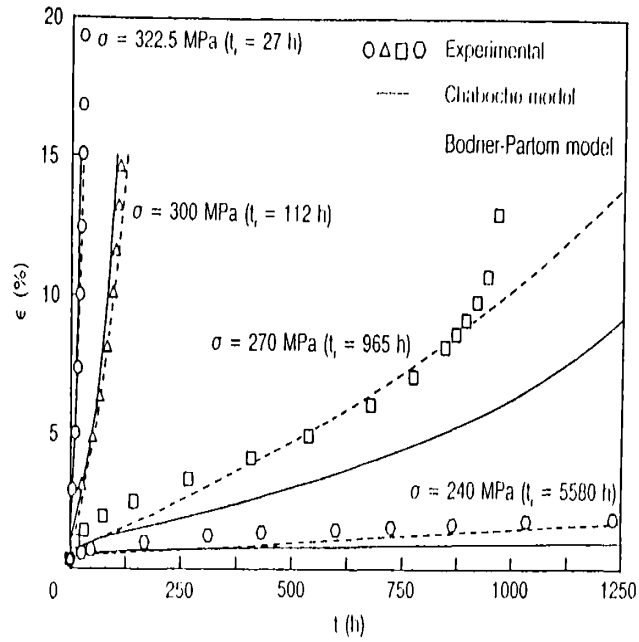


Fig.4.4.22

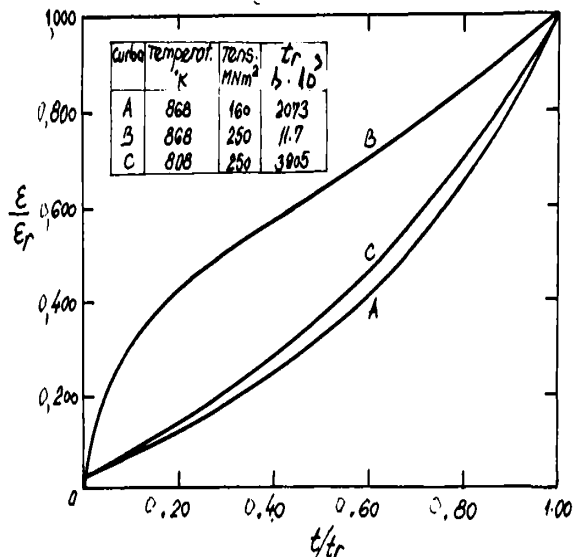


Fig.4.4.23

temperaturi (480, 500, 520, 540, 556, 560, 565, 580 și 600 C), determinându-se timpul până la rupere,  $t_r$ .

Parametrul Larson- Miller s-a determinat cu relația (4.4.2). Curba de baza (dreapta de regresie) obținută are expresia:

$$\sigma = -3,448162 \cdot 10^{-3} \cdot P + 79,768707 \quad (4.4.9)$$

și este prezentată în Fig.4.4.1

Pentru temperatura de 540 C și  $t' = 10000h$  și  $t'' = 20000h$ , rezistențele tehnice de durată sunt:

$$\sigma_{r10000} = 125 \text{ MPa}, \quad \sigma_{r20000} = 100 \text{ MPa}$$

Testele standardizate pot însă să ofere doar o măsură a timpului și a deformației până la rupere ( $t_r$  și  $\epsilon_r$ ). Aceasta reprezentare, legată de obicei de fluajul secundar, nu evidențiază aspectul important al formei curbelor de fluaj, care se modifică semnificativ cu creșterea duratei testului. Pentru exemplificare, se prezintă în Fig.4.4.23 curbele de fluaj pentru oțelul CS- 15128, unde se poate vedea că extinderea relativă a fluajului primar scade, iar fluajul terțiar devine tot mai pronunțat pe măsura scaderii tensiunii și creșterii temperaturii. În plus, aceste curbe demonstrează că definirea fluajului secundar este oarecum artificială, singura mărime care ar putea fi considerată în mod real fiind rata minimă de fluaj.

Din aceste motive, reprezentarea prin metoda  $\Phi$  introdusă la paragraful privind la fluaj

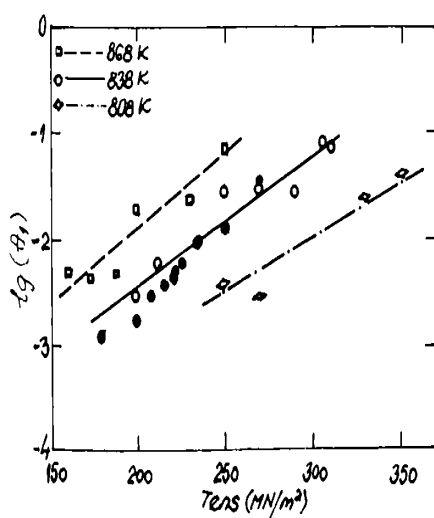


Fig.4.4.24

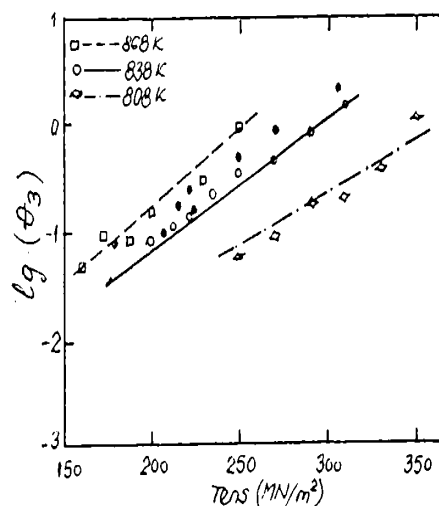
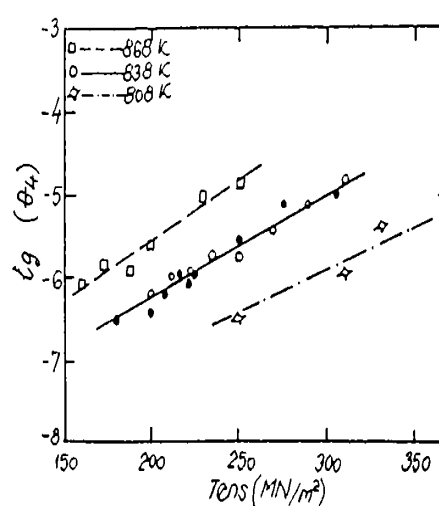
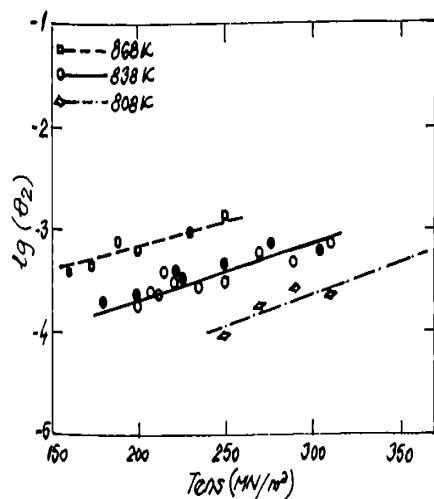


Fig.4.4.25



este superioara celorlalte. Variațiile marimilor  $\epsilon_r$  cu tensiunea, la diferite temperaturi se pot urmări în Fig. 4.4.24 și Fig. 4.4.25, pentru oțelul CS-15128. Se observa ca aceste dependențe sunt aproape liniare pe intervalul de temperatura considerat, deci ar putea fi reprezentate prin legi de forma :

$$\log \epsilon_r = a_i + b_i T + c_i \sigma + d_i \sigma T \quad (4.4.11)$$

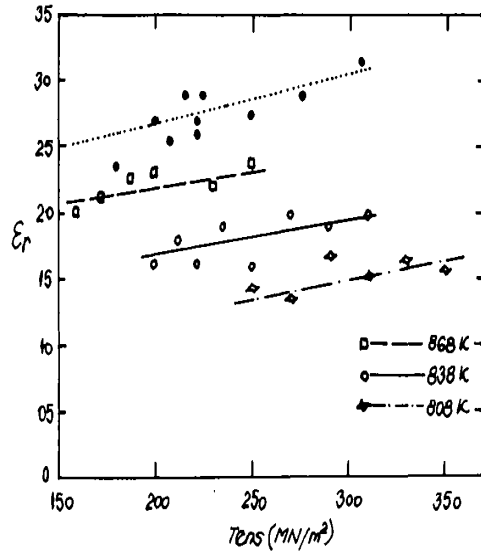


Fig. 4.4.26

Pentru a completa descrierea comportarii materialului este necesara definirea unui criteriu de cedare. Acest lucru se poate face, pentru orice curba de fluaj, prin specificarea timpului de rupere sau a deformației la rupere. Intrucât aceasta din urma scade foarte puțin cu scaderea tensiunii (Fig. 4.4.26), este preferabil sa fie aleasa drept criteriu.

Deformația la rupere se poate pune sub forma:

$$\epsilon_r = a + bT + c\sigma + d\sigma T \quad (4.4.12)$$

Pe baza relațiilor (4.4.11) și (4.4.12) se poate prezice curba

de fluaj corespunzatoare oricarei tensiuni și temperaturi; rezulta deci ca prin aceasta metoda se pot face estimari pentru comportarea la fluajul de lunga durata.

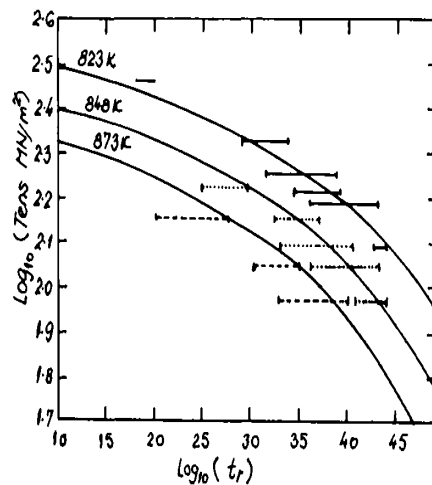


Fig. 4.4.27

În Fig. 4.4.27 se prezinta prevederile pentru durata de rupere pentru timpi până la 100000h, la diferite temperaturi, comparate cu rezultatele experimentale publicate în literatura [Ev2], care se prezinta sub forma unei benzi de dispersie. Se poate trage concluzia ca metoda  $\epsilon_r$  prevede corect aspectul curbelor  $\log\sigma - \log t_m$  și  $\log\sigma - \log t_r$ , așa cum sunt prezentate în Fig. 4.4.27, inclusiv în porțiunea extrapolata.

Aceasta metoda se poate introduce în codurile de EF, unde se cere ca data de intrare în program, viteza de deformație la fluaj la toate valorile deformațiilor.

Prin aceasta metoda se pot evalua parametrii de fluaj și durata de viața la fluaj pentru timpi de peste 10 ori mai mari față de cele posibile prin procedurile convenționale de extrapolare.



## CAPITOLUL 5

### DEGRADAREA MATERIALULUI PRIN OBOSEALA TERMOMECHANICA

#### 5.1 Tensiuni termice

Tensiunile termice joaca un rol important în proiectarea și stabilirea duratei de viața a multor structuri printre care se numara și conductele de abur. Aceste tensiuni rezulta în urma unor fluxuri termice intense și depind de coeficientul de dilatare termica al materialului, de modulul de elasticitate, de conductivitatea termica și de modul în care se face transferul de caldura. Problema care se pune în toate cazurile este degradarea materialului datorita acestor tensiuni termice.

La prima aplicare a încărcării, tensiunile termice mari sunt diminuate prin apariția curgerii plastice, datorita ductilității materialului. Ca rezultat, încărcările statice sunt cele dominante și nivelul înalt al tensiunilor, calculat pe baze elastice, este redus la valori nepericuloase.

Dificultatea apare atunci când tensiunile termice au o natura ciclica. Si în acest caz tensiunile sunt la început elastice și apoi pot deveni plastice, în condiții termice severe. Când încărcarea termica înceteaza, tensiunile scad elastic, însa din cauza acțiunii plastice precedente, descarcarea totala va duce la reversarea direcției tensiunilor, iar în anumite condii se produce curgerea plastica reversata. Ca rezultat, o încărcare ciclica termica poate produce tensiuni termice ciclice care genereaza la fiecare ciclu curgerea plastica reversata. Aceasta duce la degradarea prin oboseala a respectivei structuri.

Aceasta problema prezinta anumite particularități: ruperea se produce dupa puține cicluri, iar perioada unui ciclu este de ordinul minutelor sau orelor; ciclurile se desfașoara între valori fixe ale deformației și este necesara o variație a temperaturii în timpul ciclului (la temperatura ridicata, tensiunile sunt de compresiune, iar la temperatura scazuta, sunt de întindere).

Estimarea duratei de viața precum și a comportării în serviciu a componentelor supuse la încărcări termomecanice se face pornind de la raspunsul tensiune- deformație al materialului.

În stabilirea comportării izoterme a materialelor trebuie ținut cont ca: materialul se întarește sau se înmoaie ciclic, depinzând de starea sa inițiala; ciclurile asimetrice de tensiune în domeniul plastic pot produce deformație progresiva, iar ciclurile asimetrice de deformație produc o relaxare progresiva a tensiunii medii [Dr1].

În plus față de acestea, mai trebuie facute următoarele observații: a) raspunsul tensiune- deformație al materialului se satureaza dupa acțiunea repetata deformație-temperatura; viteza cu care se ajunge la saturație depinde de nivelul temperaturii și deformației; b) o tensiune medie de tracțiune sau compresiune poate apare din cauza limitei de curgere diferita la tracțiune și compresiune de-a lungul ciclului termic; c) exista o interacțiune între deformațiile dependente de timp și plasticitate, și din acest motiv trebuie luate în considerare sensibilitatea la viteza de deformare și efectele fluajului; d) schimbările metalurgice care se produc în cursul ciclului termic pot duce la un raspuns diferit al materialului față de cel observat în experimentele izoterme [SI1].

Pentru a ilustra comportarea materialului, au aparut în decursul timpului foarte multe modele constitutive. Acestea au fost ulterior modificate pentru a ține cont și de încărcarea termica, fara a pierde din generalitate. Ordinea în care au aparut diferitele tipuri de modele constitutive este: modele de plasticitate independenta de timp, modele de plasticitate

dependente de timp, modele unificate. Odata cu dezvoltarea modelelor cu variabile interne, s-a putut face o modelare precisă a comportării materialelor în condiții izoterme și, mai recent și în condiții anizoterme de încărcare [Zi1]-[Zi4],[Em1],[Be1]-[Be4],[Mo5],[Ro1],[Ca4].

## 5.2 Studii asupra comportării materialului la solicitări izoterme cu temperaturi ridicate

Cercetările privind comportarea termomecanică a materialelor au fost la început izoterme (comportarea materialului s-a studiat la diferite temperaturi, de regula la temperatura maximă de lucru). Rezultatele experimentale au fost apoi folosite la stabilirea modelelor constitutive.

Structurile care lucrează la temperaturi ridicate sunt supuse la cicluri de tensiuni termice, cum ar fi cele date de pornire, oprire și modificarea sarcinii. În acest caz apar diverse tipuri și forme de variații ale deformației (rapide-lente sau lente- rapide), datorită diferitelor proceduri de operare: pornire la rece, pornire la cald, închidere temporară sau din cauza de avarii.

Intrucât tensiunile termice nu au în mod necesar faze și frecvențe identice, încărcările ciclice întâlnite în practica ingineriască pot fi uniaxiale, proporționale, dar de obicei sunt multiaxiale și neproporționale, caracterizate de trasaturi complexe și variate. Din punct de

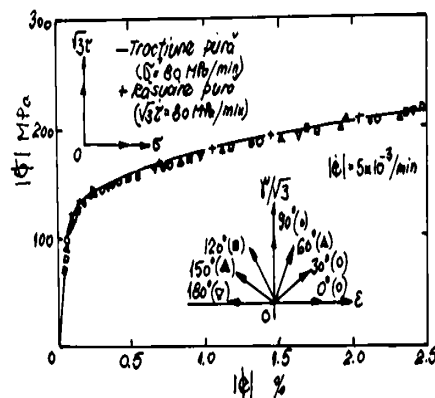


Fig.5.2.1

vedere al tipului de încărcare, cea mai simplă este încărcarea proporțională (când calea de încărcare în spațiul deformațiilor este radială, așa cum se prezintă în Fig.5.2.1). Dacă se reprezintă dependența tensiunii echivalente Mises (notată  $\sigma_e$ ) de deformația echivalentă ( $\epsilon_e$ ) pentru aceste cazuri de deformare, se observă că toate punctele se înșiră pe o aceeași curbă (identică cu curba caracteristică la tracțiune monotona, prezentată printr-o linie plină), indiferent de unghiul pe care

il face calea de încărcare.

Studiile privind comportarea materialelor la temperaturi ridicate sunt numeroase. Pentru a ilustra marea gamă de preocupări în acest domeniu, se vor prezenta câteva rezultate obținute de autoare și de alți cercetători, publicate în literatura .

### a) încărcări monotone monoaxiale

În Fig.5.2.2 a,b se prezintă curbele obținute prin simularea încărcării monotone în cazul trecerii de la o temperatură la alta cu aceeași viteză de deformație (pentru un oțel carbon cu 0,05% Fe). Temperaturile utilizate sunt  $\Theta = 1173$  K și  $\Theta = 1573$  K, (Fig.5.2.2,a) și invers (Fig.5.2.2,b); trecerea de la o curbă la cealaltă, la diferite valori ale deformației, la teste cu scăderea sau creșterea temperaturii, este bine reprodusă de modelul autorului [An1], care include variabile dependente de temperatura.

Un studiu al autoarei [Bj21] a avut ca scop determinarea evoluției modulului de elasticitate și a limitei de curgere a oțelului 12H1MF în condițiile solicitării monotone repetate, izoterme, la diferite temperaturi (20, 100, 200, 300, 400, 500 și 600 C). Pentru fiecare temperatură, încercarea la tracțiune s-a efectuat până la depășirea limitei de curgere. Pentru a avea câte o primă încărcare a unei epruvete la fiecare temperatură, ciclurile la care au fost supuse acestea au pornit de la temperaturi diferite (cele menționate mai sus).

Numarul total de încercări cuprinse în studiu a fost de 190. Viteza de deformație a fost

menținută constantă pentru toate testele:  $\dot{\epsilon} = 1,24 \cdot 10^{-4}$  /s. Datorită faptului că toate încercările s-au făcut cu punerea extensometrului la zero în momentul începerii încercării, deformarea termică a fost eliminată.

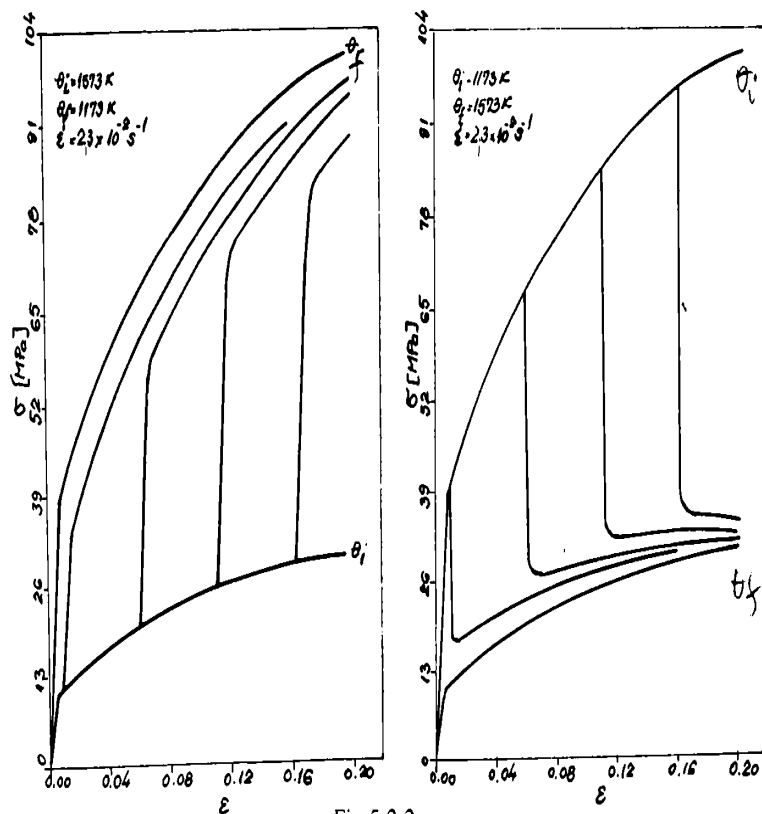


Fig.5.2.2

Rezultatele încercărilor privind valorile limitei de curgere a materialului sunt sintetizate în figurile care urmează. În toate aceste figuri este marcată cu săgeți calea de încărcare. Se considera că un ciclu are două jumătăți, una corespunzătoare temperaturilor crescătoare (TC), iar cealaltă corespunzătoare celor descrescătoare (TD).

În Fig.5.2.3 sunt prezentate curbele de modificare a limitei de curgere a materialului cu temperatura, obținute la ciclul I (prima încărcare), pentru toate epruvetele (notate cu E1-E7). Se observă că la partea de creștere a temperaturii în cadrul ciclului, apare un maxim pentru  $R_{p0,2}$ , care se situează în intervalul 300-430 C; acest efect a fost atribuit îmbătrânirii dinamice a materialului. În partea a doua a ciclului (la scăderea temperaturii), se constată că acest fenomen dispăre ca urmare a memoriei istoriei temperaturii (materialul a memorat efectul temperaturii maxime a ciclului, de 600 C), deci materialul se comportă diferit pe căile de încărcare la creșterea, respectiv scăderea temperaturii în cadrul ciclului. Se mai observă că valorile  $R_{p0,2}$  sunt în general mai mari în partea cu temperaturi descrescătoare a ciclului.

Dacă ciclul începe la temperatura maximă (spre exemplu proba E7, la 600 C), nu mai apare un maxim pentru limita de curgere, aceasta prezentând o creștere continuă. Urmărind alurile curbelor la temperaturile descrescătoare ale ciclurilor, se vede că acestea sunt asemănătoare, indiferent de istoria deformațiilor suferite de epruvete până la atingerea temperaturii maxime. Acest lucru demonstrează încă o dată efectul memorării temperaturii maxime de către material (ștergerea din memorie a istoriei temperaturilor precedente).

Evoluția limitei de curgere a materialului epruvetelor E1 și E7 cu temperatura ciclului este dată în Fig.5.2.4. Acestea au fost supuse la 6 cicluri complete de încărcare-descărcare, la toate temperaturile. Cu cât numărul de cicluri cu deformare plastică crește, cu atât curbele corespunzătoare celor două jumătăți de ciclu se apropie. Se poate observa la E7 că  $R_{p0,2}$  scade ușor cu creșterea numărului de cicluri și apoi rămâne constantă, ceea ce denotă o înmuiere ciclică a materialului. Întrucât E1 a suferit mai multe tratamente (o menținere la temperatura

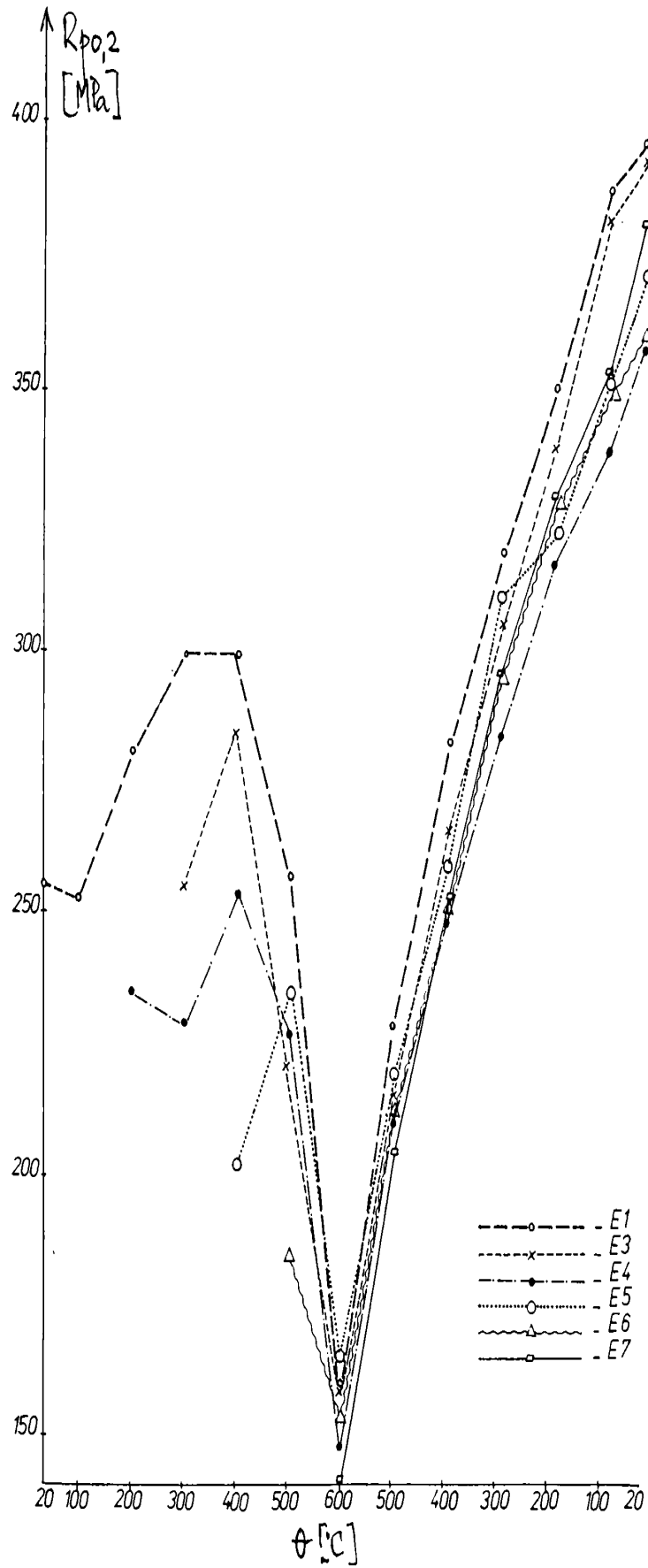


Fig.5.2.3

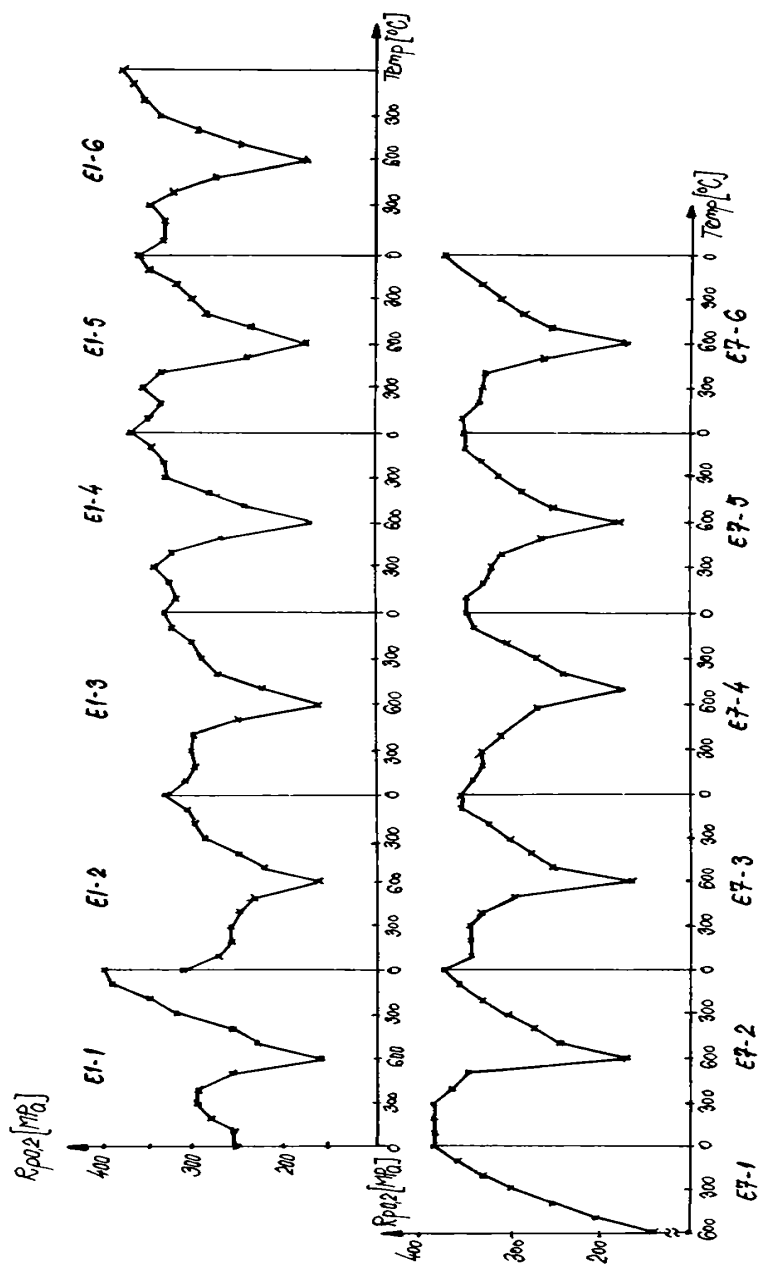


Fig.5.2.4

ambianta peste 800 ore, între ciclul E1-3 și E1-4), evoluția limitei de curgere nu este concluzivă.

#### b) încercări monoaxiale ciclice

În cele ce urmează, se vor prezenta rezultatele unui program de încercări ciclice de tracțiune-compresiune, efectuat de autoare la Centre des Materiaux de la Ecole Nationale des Mines, Paris [Bj33]. Pentru încercări s-a folosit o mașină servohidraulică de tip MTS, cu  $F_{max}=100\text{kN}$ , prezentată în Fig.A.5.1 din Anexa, împreună cu unele detalii ale aparaturii utilizate. Procesul de încărcare și încălzire a probei este controlat de computer, la fel și sistemul de achiziție a datelor. Valorile forțelor sunt transmise de o doza tensometrică, iar valorile deformațiilor sunt preluate de la un extensometru cu cuarț având baza de măsură 10 mm.

Forma și dimensiunile epruvetelor utilizate sunt prezentate în Fig.A.5.2.A (în continuare, toate figurile prezentate în Anexa vor avea notația "A").

Toate încercările s-au efectuat la temperatura de  $540^{\circ}\text{C}$ , încălzirea probei făcându-se cu un cuptor cu lampi cilindrice de W, așezate simetric în cuptor (din Al, perfect lustruit în interior pentru a favoriza o reflexie maximă și o concentrare a fascicolului asupra probei). Diferența de temperatură maximă în lungul probei a fost de  $4^{\circ}\text{C}$ .

Prima parte a programului a constat în încercări de ecrusaj ciclic cu frecvența de deformare controlată ( $0.05\text{ Hz}=\text{constanta}$ ), la 8 amplitudini diferite ale deformației. Ciclurile au fost alternant simetrice, de forma triunghiulară, cu  $\dot{\epsilon}=10^{-3}/\text{s} \dots 3 \times 10^{-3}/\text{s}$ ). Amplitudinile considerate pentru deformație au fost:  $\pm 0.1\%$  (10 cicluri),  $\pm 0.2\%$  (30 cicluri),  $\pm 0.42\%$  (60 cicluri),  $\pm 0.55\%$  (60 cicluri),  $\pm 0.76\%$  (40 cicluri),  $\pm 0.97\%$  (50 cicluri),  $\pm 1.16\%$  (50 cicluri),  $\pm 1.48\%$  (15 cicluri).

Câteva din buclele de histerezis înregistrate pe ploter se pot vedea în Fig.A.5.3, pentru 4 valori ale amplitudinii deformației (la creșterea acesteia) și în Fig.A.5.4 - pentru 5 valori ale amplitudinii, la descreșterea acesteia. Înregistrarea evoluției în timp a parametrilor încercării este prezentată în Fig.A.5.5. În partea stânga a figurii se vede evoluția deformației impuse (albastru) iar în partea dreaptă (roșu), evoluția tensiunii rezultante. La amplitudinile inițiale (în special la  $\pm 0.1\%$  și  $\pm 0.2\%$ ) se vede că la primele cicluri se produce o întarire a materialului, urmată apoi de o înmuiere ciclică care se stabilizează în maximum 10-20 cicluri. Buclele de histerezis stabilizate, determinate experimental, se pot vedea în Fig.A.5.6- Fig.A.5.10, cu simbolul care corespunde notației "exp". Pe aceleași figuri sunt reprezentate și simularile ("test") obținute prin aplicarea modelului Chaboche, identificat de autoare.

O parte din figuri sunt date pentru a putea face comparația model (simulare)-experiment înainte de a se aplica procedura de optimizare a valorilor parametrilor modelului (Fig.A.5.6- Fig.A.5.9). Pentru această simulare s-au folosit valori estimate ale parametrilor conform procedurii de la paragraful 2.7.2. Se poate trage concluzia că buclele simulate de model dau tensiuni mai mici decât cele experimentale cu aproximativ 20% și dau o valoare mai mică pentru panta modulului tangent plastic. În această fază s-a utilizat modelul în varianta cu întarire izotropă constantă.

În continuare, s-a lucrat ca varianta modelului cu întarire izotropă neliniară și 2 variabile de întarire cinematice: una liniară și una neliniară. Cu valorile parametrilor de după optimizare, buclele de histereză obținute reproduc corect atât nivelul maxim al tensiunii ciclului, cât și panta modulului tangent plastic, așa cum se exemplifică în Fig.A.5.10. Se poate trage concluzia că întreaga alură a buclei de histerezis este bine prezisă de modelul ales. În procedura de optimizare a acestui model s-a ținut cont și de încercările din a doua parte a programului.

În Fig.A.5.11 se prezintă totalitatea buclelor de histerezis stabilizate (determinate experimental). Se observă că acestea sunt ușor asimetrice, tensiunea minimă fiind mai mare în valoare absolută decât cea maximă a ciclului.

Partea a doua a programului de încercări a constat în teste de oboseală-relaxare cu controlul deformației. Aceasta a fost modificată alternant simetric, cu cicluri de forma trapezoidală, unde porțiunea de rampă s-a aplicat la deformația maximă a fiecărui ciclu și a durat 300 s. Vitezele de creștere-descrere a deformației au fost aceleași ca și în partea I a programului. S-au utilizat următoarele nivele ale deformației:  $\pm 0.22\%$  (6 cicluri),  $\pm 0.52\%$  (172 cicluri),  $\pm 0.8\%$  (15 cicluri),  $\pm 0.98\%$  (3 cicluri),  $\pm 1.15\%$  (3 cicluri).

Rezultatele experimentale ("exp") și cele simulate ("test") se pot vedea în figurile ce urmează; astfel, în Fig. A.5.12 se vede primul ciclu la amplitudinea  $\pm 0.22\%$ ; în Fig. A.5.13 - ultimul ciclu cu amplitudinea  $\pm 0.22\%$ , și trecerea la primul ciclu cu amplitudinea  $\pm 0.52\%$ ; în Fig. A.5.14, același lucru, dar cu o comparație cu bucla simulată. Intrucât la acest nivel al amplitudinii s-au efectuat 172 cicluri, s-a considerat și o buclă de la jumătatea perioadei de ciclare, prezentată în Fig. A.5.15 și Fig. A.5.16. Bucla ultimă la această amplitudine se poate vedea în Fig. A.5.17, împreună cu prima de la amplitudinea de  $\pm 0.98\%$ . Ultima buclă cu amplitudinea  $\pm 0.98\%$  și prima cu amplitudinea  $\pm 1.15\%$  se găsesc pe Fig. A.5.18. Unele dintre curbele sunt simulate cu parametrii modelului având valorile dinainte de optimizare (Fig. A.5.12, A.5.14, A.5.15, A.5.18). Acestea au anumite trăsături comune: spre exemplu, în Fig. A.5.15 se poate observa că valoarea tensiunii relaxate experimentale este mai mare decât cea simulată (90 față de 50 MPa) și de asemenea nivelul tensiunilor maxime și minime ale ciclului simulat este mai mare decât cel experimental cu aproximativ 65 MPa. De asemenea, modulul tangent plastic generat este prea mare.

Modificând întărirea izotropica constantă utilizată inițial în o întărire izotropica neliniară, s-a obținut un alt set de curbe, din care se exemplifică cea din Fig. A.5.12; tensiunile relaxate la ambele curbe sunt cam aceleași (50 MPa) și tensiunea minimă a ciclului este bine reprodusă, însă de data aceasta tensiunea maximă experimentală este mai mare decât cea simulată cu aproximativ 30 MPa. Curbele din fig. A.5.16 și A.5.17 sunt simulate cu parametrii modelului obținuți după procedura de optimizare. În cursul acestei proceduri, s-a impus ca procesul să țină cont și de rezultatele primului set de încercări experimentale, optimizarea fiind făcută astfel ca diferența dintre experiment și simulare să fie minimă pentru ambele seturi de încercări. Se poate vedea că de fapt s-a ajuns la o situație de compromis: prin simulare, relaxarea este puțin minimizată, tensiunea minimă a ciclului este puțin mai mare decât cea reală iar tensiunea maximă a ciclului este reprodusă corect. Cu acest set de parametrii au rezultat și curbele simulate după optimizare în primul set de încercări.

Reprezentarea generală a acestora a fost considerată satisfăcătoare pentru a accepta valorile optimizate ale parametrilor. Cel mai pozitiv fapt, care a determinat păstrarea acestui set de parametrii este că modelul poate reproduce corect înmuierea ciclică. Astfel, dacă se urmăresc curbele din Fig. A.5.14- A.5.15- A.5.16, care se referă la 3 bucle din ciclarea cu amplitudinea  $\pm 0.52\%$  ( buclă 1, buclă 90 respectiv buclă 172), se poate vedea că amplitudinea tensiunii simulate descreește de la 300 MPa la 230 MPa și apoi la 220 MPa. În Fig. A.5.19 se observă că pe măsura creșterii numărului de cicluri, în afara înmuierii ciclice, apare și o tendință de deplasare a curbei spre valori negative ale tensiunii medii: prima curbă din ciclul cu amplitudinea  $\pm 0.52\%$  (marcată cu "+") are tensiunile extreme  $\pm 285$  MPa, ciclul 90 (linie punctată) are tensiunile maxime +230 și - 285 MPa, iar la ciclul 172 (marcat cu "x") are valori și mai mici. Valoarea tensiunii relaxate este aproximativ aceeași, cca 100 MPa. Acest lucru se poate urmări și mai bine pe înregistrările evoluției tensiunii în timp de pe ploter (Fig. A.5.20).

În Fig. A.5.21 sunt prezentate 3 curbe experimentale, care au aproximativ aceeași amplitudine a deformației ( $\pm 0.2\%$ ): curba de ecruisaj (fără relaxare) la  $\pm 0.2\%$ , primul și ultimul ciclu de la încercarea cu relaxare la  $\pm 0.22\%$ . Ținând cont de mica diferență de amplitudine, se poate vedea că după sfârșitul perioadei de relaxare, curba are un modul tangent variabil astfel încât în ultima porțiune a ramurii descendente a buclei este deja suprapusă peste cea de ecruisaj, acest lucru rămânând valabil și în porțiunea ascendentă a

curbei. Aceleași concluzii se pot trage urmărind Fig.A.5.22. unde amplitudinea de referință este de  $\pm 0.55\%$ . Sunt reprezentate bucelele 1, 90 și 172 din ciclurile cu relaxare, comparativ cu curba stabilizată de ecrusaj ciclic (care are amplitudinea puțin mai mare). În Fig.A.5.2 B sunt prezentate, pentru o mai mare claritate, valorile tensiunilor maxime, minime și relaxate corespunzătoare celor 3 bucle (a) și evoluția fenomenului de relaxare a tensiunilor în timp (b).

Totalitatea curbelor experimentale ale acestui program se pot vedea în înregistrarea din Fig.A.5.23, unde la trecerea de la ciclurile cu amplitudinea  $\pm 0.55\%$  la cele cu amplitudinea  $\pm 1.2\%$  s-a efectuat o modificare a scării de înregistrare.

Al treilea program de încercări constă în aplicarea de cicluri de deformare la tracțiune (deformația medie a ciclului este  $\epsilon_{med} = \epsilon_{max}/2$ ). Ciclurile au forma triunghiulară, au viteză de deformare constantă, dar cu 2 valori diferite (viteza mare:  $2 \cdot 10^{-3}/s$  și viteza mică:  $2 \cdot 10^{-5}/s$ ). Programul are două părți distincte:

I. Încercările cu viteza mare s-au făcut la 3 nivele ale amplitudinii: 1% (100 cicluri), 1.5% (100 cicluri) și 2% (10 cicluri). Înregistrările de pe plotere (variația  $\sigma-t$ ,  $\epsilon-t$  precum și  $\sigma-\epsilon$ ) se pot urmări în Fig.A.5.24 și Fig.A.5.25. La primele 2 cicluri cu amplitudinea de 1% se observă o întărire a materialului, care apoi încetează definitiv, la fiecare nivel al amplitudinii aparând înmuierea ciclică a materialului.

Cu modelul identificat de autoare s-au executat și simulările acestor încercări care se prezintă în figurile ce urmează: în Fig.A.5.26 se poate vedea evoluția tensiunii în timp, în cele 100 de cicluri cu amplitudinea 1%. Se observă că tensiunile maxime și minime au valori diferite (350 și -300 MPa la primul ciclu, 300 și -280 MPa la ciclul 100; comportarea este deja stabilizată după 200 s = 20 cicluri). În Fig.A.5.27 se poate vedea modificarea curbei ciclice  $\sigma-\epsilon$  la cele 100 de cicluri, iar în Fig.A.5.28, în primele 5 cicluri.

Referitor la cele 100 cicluri cu amplitudinea 1.5% se prezintă următoarele date obținute prin simulare: în Fig.A.5.29 - evoluția în timp a tensiunii rezultate din deformația ciclică impusă, pe parcursul celor 100 cicluri; se observă o puternică înmuiere ciclică la început și o stabilizare după 200s (tensiunile extreme scad de la 360 la 320 MPa și respectiv de la -310 la -390 MPa); în Fig.A.5.30 - primele 5 cicluri de evoluție, prezentate cu scopul de a se sublinia puternica înmuiere ciclică inițială a materialului. Curbele de histerezis corespunzătoare celor două situații sunt prezentate în Fig.A.5.31 și Fig.A.5.32.

Figurile în care sunt simulate rezultatele testului cu amplitudinea 2% conțin următoarele curbe: de evoluție a tensiunii ciclice în timp (Fig.A.5.33), de evoluție a buclei de histereză în 10 cicluri (Fig.A.5.34) și în primele 5 cicluri (Fig.A.5.35). Trăsăturile acestora sunt aceleași cu cele anterioare: scăderea tensiunilor extreme de la 380 la 350 MPa și de la -310 la -290 MPa.

În Fig.A.5.36 se pot urmări curbele de histerezis corespunzătoare primelor 10 cicluri la fiecare amplitudine (unde se consideră deja bucla stabilizată). Comparând aceste bucle cu cele experimentale (Fig.A.5.25) se pot face următoarele observații: la bucelele cu amplitudinea 1%, modelul reproduce foarte bine înmuierea ciclică (de la 330 la 300 MPa), dar valoarea tensiunii minime este supraestimată; la bucelele cu amplitudinea 1.5%, modelul generează o tranziție elastoplastică cu un modul tangent plastic prea mic, ceea ce are ca efect valori ale tensiunii maxime inferioare celor experimentale; cu toate acestea, tensiunile minime ale ciclurilor sunt corect reproduse, și deasemenea înmuierea ciclică. Aceleași observații sunt valabile referitor la bucelele cu amplitudinea 2%.

II. În cadrul acestui set de încercări s-a folosit o viteză de încărcare de 100 ori mai mică decât precedentă. S-au utilizat amplitudinile de deformare de 1% (cicluri) și 2% (5 cicluri). Rezultatele experimentale pentru amplitudinea 1%, înregistrate pe ploter se pot urmări în Fig.A.5.37 și Fig.A.5.38 (evoluția în timp a tensiunii și deformației pentru cele 2 valori ale amplitudinii și bucelele de histerezis, iar în Fig.A.5.39 se prezintă simularea încărcării cu amplitudinea de 2%, rezultând reprezentările din Fig.A.5.40 (evoluția tensiunii ciclice în timp) și A.5.41 (evoluția buclelor de histerezis), pentru cele 5 cicluri efectuate; se



pare ca procesul de stabilizare este terminat, ultimele 2 curbe fiind aproape suprapuse. Se poate observa ca în cazul incarcarii lente, înmuierea ciclica a materialului este mai puțin pronunțată. De asemenea, dacă se compara înregistrările pe ploter (Fig.A.5.38) cu simulările modelului (Fig.A.5.40), se observă ca tensiunile maxime ale ciclurilor simulate sunt puțin mai mici decât cele reale, iar tensiunile minime sunt corect reproduse.

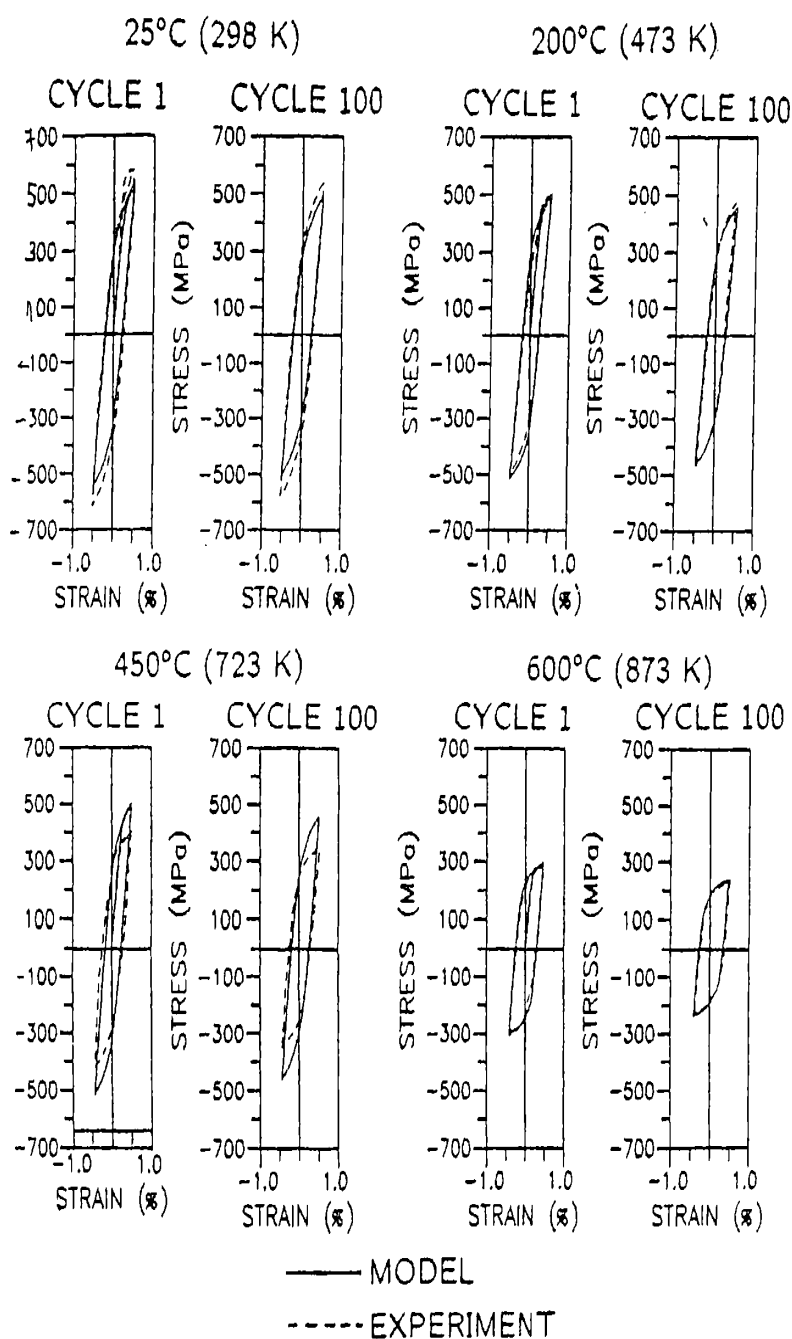


Fig.5.2.5

În Fig.5.2.5 se prezintă o comparație între rezultatele experimentale ale lui Swindeman [Sw1] și cele simulate folosind modelul Moosbroger [Mo7]. Încercările ciclice s-au efectuat asupra oțelului modificat 9Cr-1Mo, cu mai multe viteze de deformare controlată și amplitudini. În figura se prezintă rezultatele pentru  $\dot{\epsilon}=10^{-4}/s$ , amplitudinea  $\epsilon=0.95\%$ , la 4 temperaturi (25, 200, 450, 600 C). Concluzia autorului în urma acestei corelări este că modelul său reproduce destul de bine comportarea ciclica a materialului în ceea ce privește înmuierea, dependența de temperatura și de viteza. Modelul exagerează înmuierea la viteza

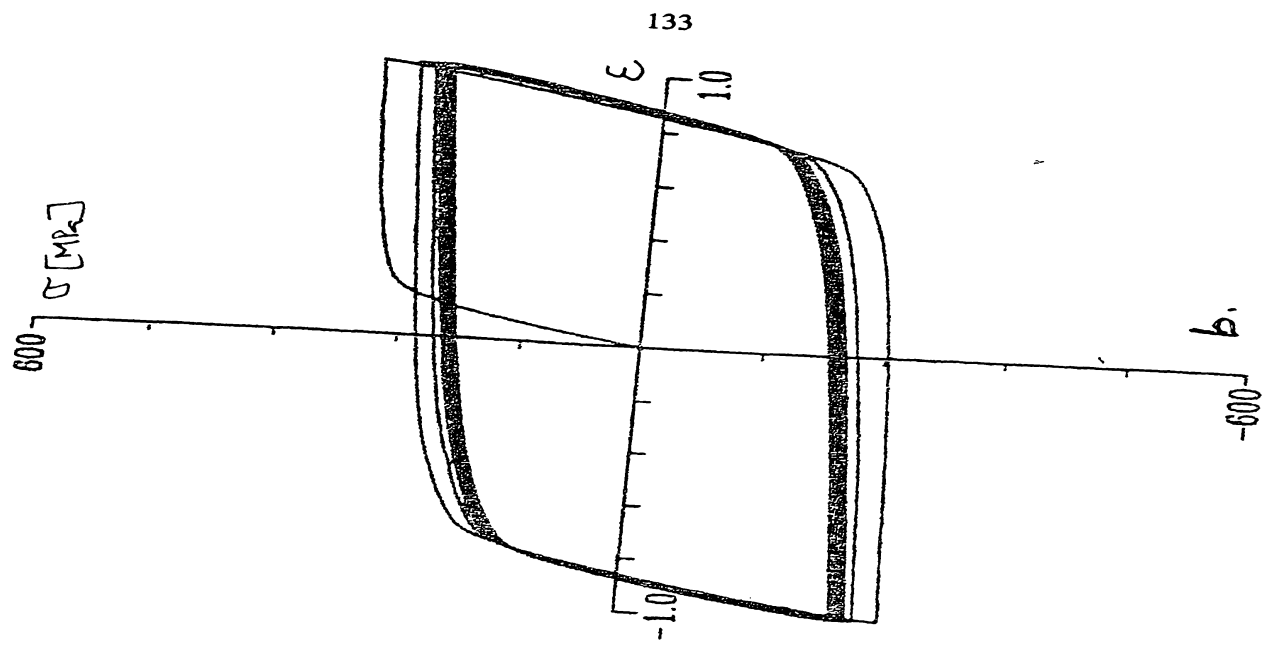
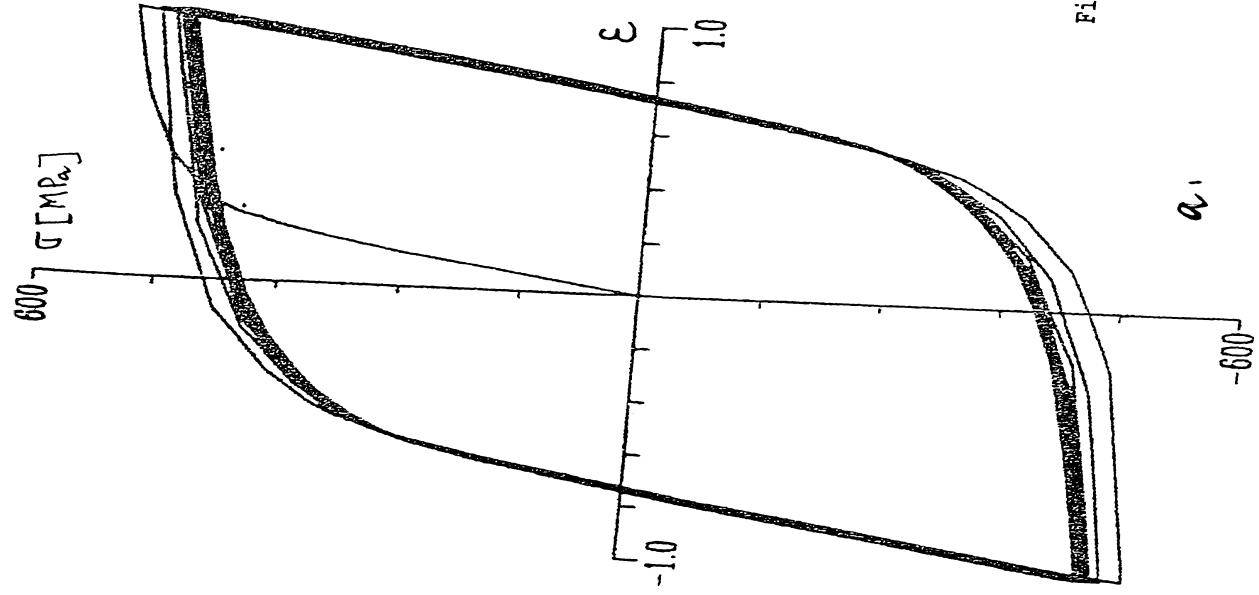


Fig.5.2.6

$6.7 \cdot 10^{-4}/s$  și la  $600\text{ C}$  datorita suprapunerii efectelor întaririi ciclice și a sensibilității la viteza de deformare, iar la  $450\text{ C}$ , amplitudinea tensiunii este supraestimata, prezentand o limita de curgere superioara celei reale.

Intreaga evoluție a procesului ciclic se poate vedea în Fig.5.2.6,a,b, la temperaturile  $450\text{ C}$  (a) și  $600\text{ C}$  (b) [Ch17].

Modelul propus de Ohno [Oh2] poate cu o buna aproximație sa reproducă comportarea monotona și ciclica la modificarea în trepte multiple a temperaturii. Acesta conține parametrul  $\phi_r$ , care ține cont de influența revenirii. Un exemplu este prezentat în Fig.5.2.7,b pentru cazul a doua trepte de modificare a temperaturii, iar în Fig.5.2.7,a pentru 4 trepte, urmarindu-se modul în care se modifica amplitudinea ciclurilor cu temperatura și cu numărul de cicluri (pentru aceeași amplitudine a deformației plastice,  $1\%$ ). Se poate constata ca întarirea ciclica este afectata de istoria variației temperaturii. Comportarea ciclica la creșterea temperaturii este diferita de cea corespunzatoare scaderii temperaturii, ceea ce demonstrează ca ciclurile cu temperatura ridicata influențează comportarea ulterioara a materialului. De asemenea se poate constata ca daca se considera  $\phi_r=0,07$  în loc de  $\phi_r=0$ , modelarea este mai corecta, deci inflența revenirii materialului nu poate fi neglijata.

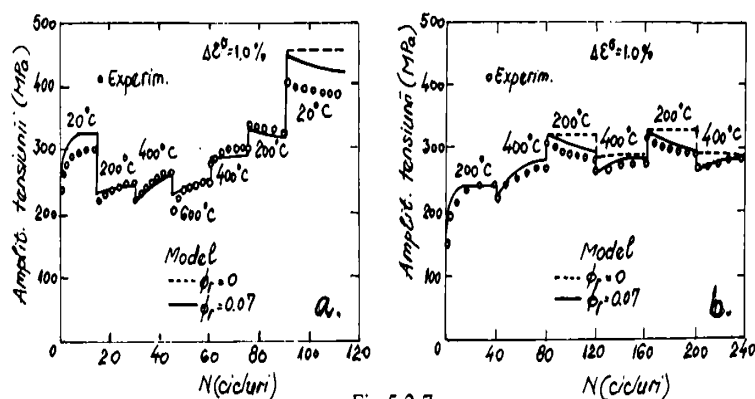


Fig.5.2.7

Cu ecuațiile constitutive propuse de [Wo1] se poate stabili corect comportarea materialului la modificarea temperaturii în trepte. În Fig.5.2.8 a,b se prezintă cu linie întreruptă curba caracteristică a oțelului austenitic 304 SS la temperaturile de  $20$  și  $550\text{ C}$ , iar cu linie plină respectiv cu linie punct, previziunea modelului autorului pentru comportarea la modificarea în trepte a temperaturii între cele 2 valori. Se poate constata îmbunătățirea adusa modelului de introducerea unui termen care conține rata temperaturii,  $T$ , în cazul considerării întaririi cinematice neliniare (Fig.5.2.8,a), respectiv liniare (Fig.5.2.8,b).

### c) încărcarea neproportionala

Aceasta încărcare nu mai presupune traiectorii radiale. De regula acestea se aleg circulare sau dreptunghiulare (patrate) în spațiul tensiunilor. Un exemplu din care rezulta cum se realizează o asemenea cale de încărcare este dat în Fig.5.2.9,a și b, unde se vede modul de variație în timp al fiecărei tensiuni în parte, iar dedesubt, tensiunea echivalentă Mises rezultanta [Oh2].

Pentru a vedea efectul tipului cailor de încărcare asupra comportării materialului, se poate urmări răspunsul oțelului austenitic 316 SS, la temperatura de  $600\text{ C}$ , în spațiul  $\Delta\sigma/2$  (amplitudinea tensiunii)- $\Delta\epsilon/2$  (amplitudinea deformației), la diferite tipuri de deformații impuse (Fig.5.2.10). Aici, curba cea mai joasă este curba monotona, curba mijlocie este produsă de variații ciclice ale tensiunii de întindere-compresiune de forma sinusoidală, triunghiulară și trapezoidală, iar curba cea mai înaltă rezulta în urma încărcării circulare.

Un studiu asemănător este făcut în [Mu2], unde s-a urmărit influența sollicitărilor ciclice tracțiune-compresiune de tip treapta, la  $200$  și  $600\text{ C}$ . Datele experimentale sunt preluate din [Ni1]. În Fig.5.2.11,b se prezintă situația când temperatura descrește, ceea ce are

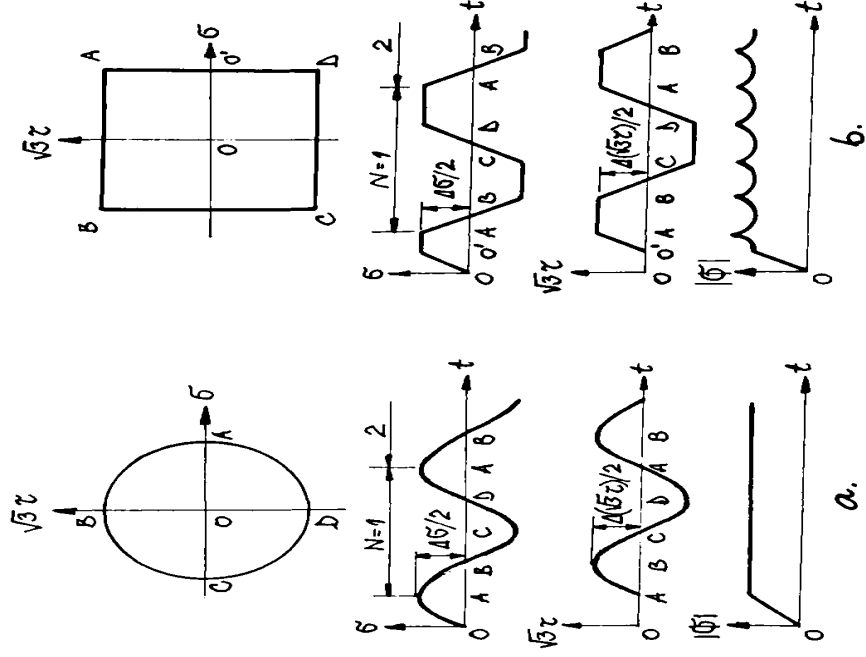
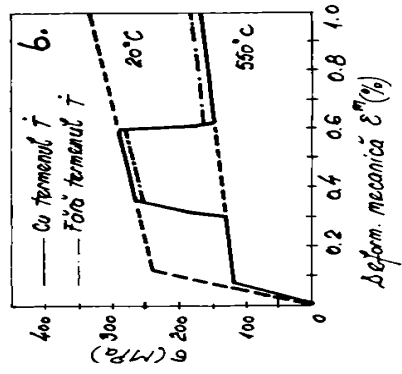
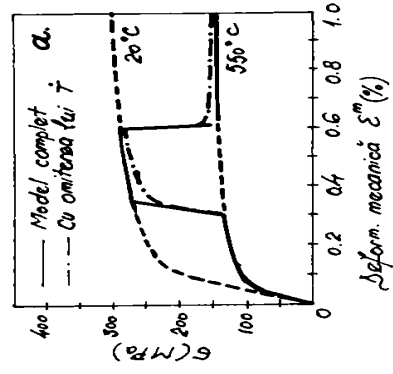


Fig.5.2.8

Fig.5.2.9

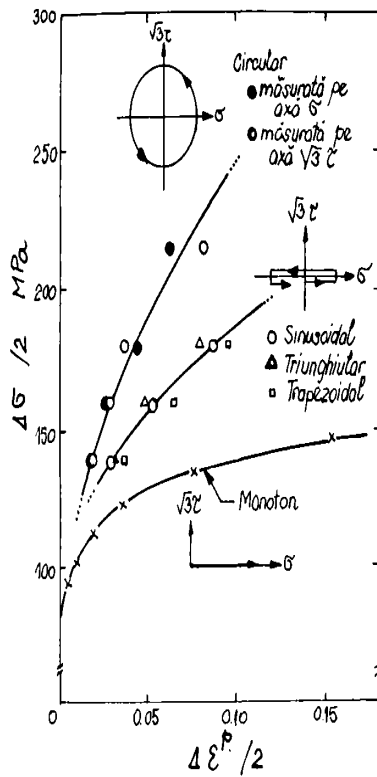


Fig.5.2.10

ca efect creșterea amplitudinii tensiunii cu 50 MPa față de situația materialului neutilizat, la 200 C. S-a notat cu  $\Delta e/2$  amplitudinea deformației controlate, cu  $\Delta \sigma/2$  amplitudinea tensiunii care rezulta, iar cu  $s$  deformația inelastică acumulată. La creșterea temperaturii (Fig.5.2.11,c) se observa aceeași tendință, ceea ce duce la concluzia că istoria schimbării temperaturii rămâne întipărită în comportarea ciclică ulterioară (efectul ciclurilor cu temperatura mai mică este șters de ciclurile ulterioare cu temperatura mai mare). Aceste concluzii au fost trase în urma solicitării monoaxiale.

Dacă traiectoria de încărcare este un ciclu circular (Fig.5.2.12,a) pentru aceeași modificare în trepte a temperaturii, se obține dependența prezentată în Fig.5.2.12,b și c, pentru aceeași amplitudine a deformației ( $\Delta e/2$ ) ca și în cazul din Fig.5.2.11. De data aceasta, pentru amplitudinea deformației totale și amplitudinea tensiunii corespunzătoare, se considera relațiile:

$$\frac{\Delta \bar{e}}{2} = \left[ \left( \frac{\Delta e}{2} \right)^2 + \left( \frac{\Delta \gamma / \sqrt{3}}{2} \right)^2 \right]^{1/2} \quad (5.2.1)$$

$$\frac{\Delta \bar{\sigma}}{2} = \left[ \left( \frac{\Delta \sigma}{2} \right)^2 + \left( \frac{\sqrt{3} \Delta \tau}{2} \right)^2 \right]^{1/2} \quad (5.2.2)$$

Se observă că amplitudinea tensiunii la 600 C aproape coincide cu cea în cazul materialului neutilizat (Fig.5.2.12,b), deci istoria încărcării ciclice precedente a fost ștersă complet de ciclurile cu temperatura ridicată. La revenirea la temperatura de 200 C, apare o creștere inițial rapidă a amplitudinii, urmată de o revenire la valoarea saturată a materialului virgin. Acest lucru diferă de ceea ce s-a prezentat în Fig.5.2.11,c.

### 5.3 Studiul comportării materialului la solicitări anizotermice

În ultimii ani, cu progresul tehnicii experimentale, dar mai ales cu progresul tehnicii de calcul, s-au putut face și experimentări anizotermice care, în general, necesită o aparatură sofisticată pentru controlul încărcării și elaborarea de noi modele sau îmbunătățirea celor existente pentru a fi capabile să reproducă comportamentul studiat.

Pentru a urmări mecanismul solicitării termomecanice anizotrope, se poate utiliza însă structura simplă prezentată în Fig.5.3.1, constând din 2 bare. Acestea pot fi așezate în paralel, generând situația de restrângere "totală" sau "parțială" (Fig.5.3.1,a) sau în serie (Fig.5.3.1,b), generând o "suprarigidizare". Notând componentele deformației cu  $e_{mec}$ ,  $e_i$  și  $e_{nel}$  și utilizând relațiile de echilibru și compatibilitate, pentru cazul din Fig.5.3.1,a, obținem:

$$\dot{e}_{mec} + \dot{e}_i = \dot{e}_{nel} = -\frac{\dot{S}_1}{E_2} C \quad (5.3.1)$$

unde  $S_1$  este modificarea tensiunii din bara 1,  $E_2$  este modulul de elasticitate al barei 2, iar  $C = A_2 l_1 / A_1 l_2$ . Dacă  $C \rightarrow \infty$ , bara 1 este rigidizată total datorită rigidității barei 2. Cazul  $C = 1$  corespunde rigidizării parțiale [Se2].

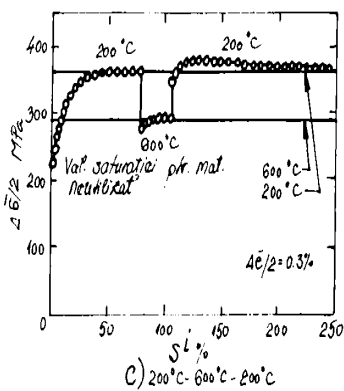
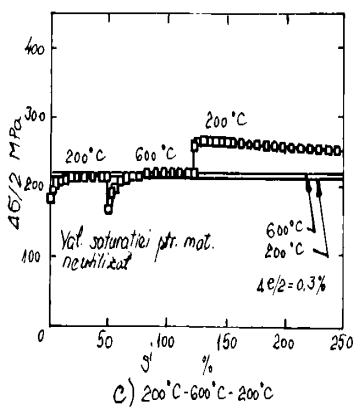
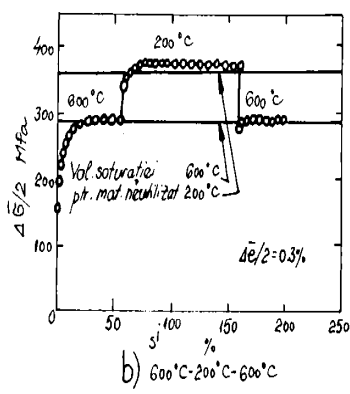
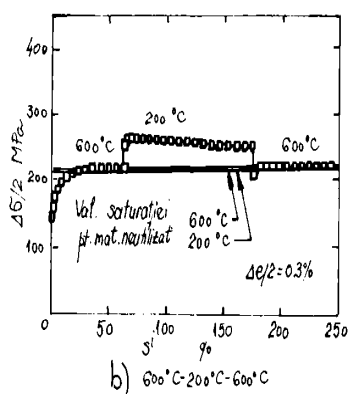
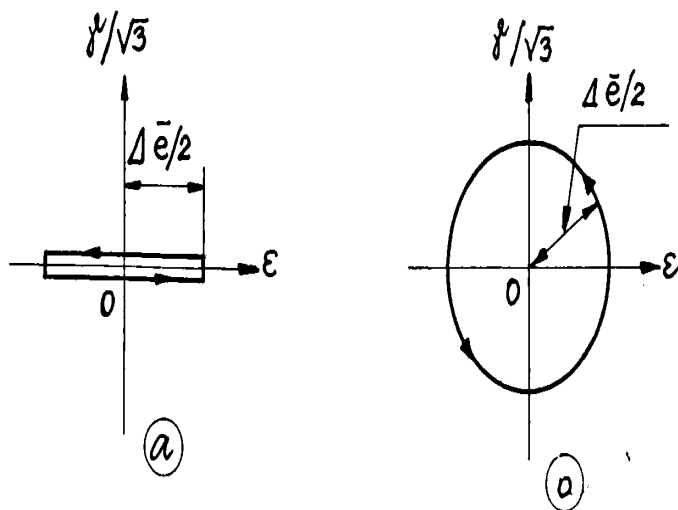


Fig.5.2.11

Fig.5.2.12

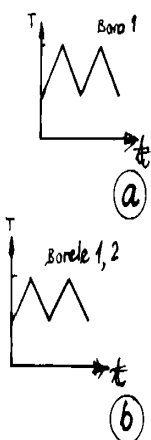
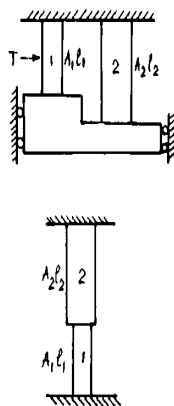


Fig.5.3.1

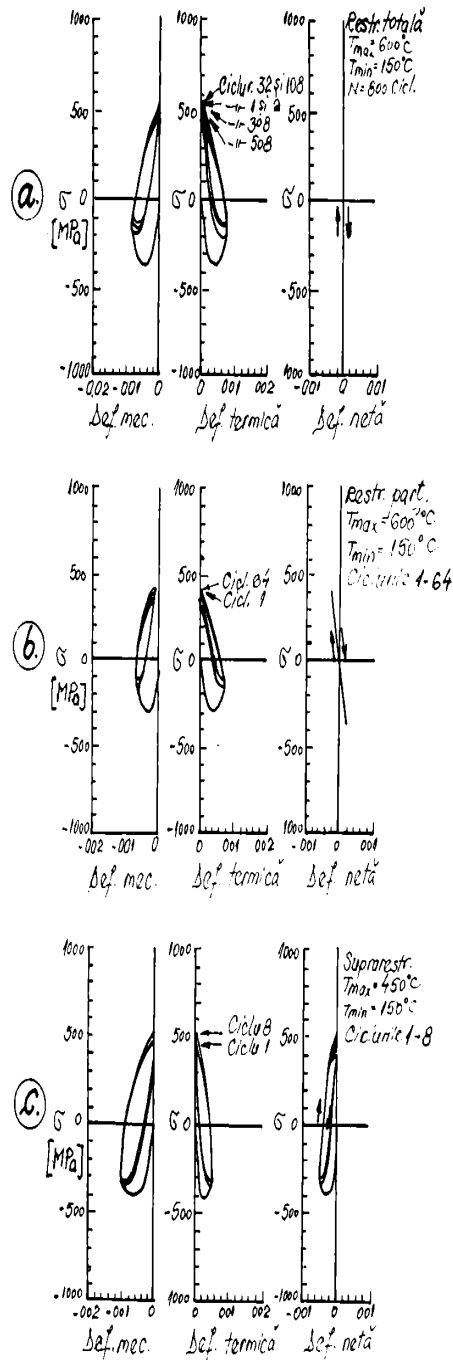


Fig.5.3.2

În cazul prezentat în Fig.5.3.1,b, ambele bare sunt încălzite și racite. Dilatarea și contracția barei 2 impune tensiuni suplimentare barei 1 și îi produce o suprarigidizare. În relația (5.3.1) mai apare un termen în partea dreapta a egalității:  $-\dot{\epsilon}_{th} \frac{l_1}{l_2}$ , aditional

lui  $\dot{\epsilon}_{net}$  ( $\epsilon_{th}$  este deformația termică).

Cazul  $C \rightarrow \infty$  și  $l_2/l_1=1$  este considerat ca suprarigidizare, ceea ce conduce la viteze ale deformației mecanice de 2 ori mai mari ca viteza deformației termice.

În experimentul cu două bare încălzite prin inducție, se poate opera un control al deformației nete. Dacă deformația netă corespunzătoare relației (5.3.1) este aplicată simultan ansamblului, înregistrarea tensiune-deformație mecanică funcție de temperatura pentru bara 1 se prezintă în forma unor histereze (Fig.5.3.2). Limitele de variație ale temperaturii au fost 150 C- 600 C (450 C), cu viteza de 3,5 C/s (racire) și 12 C/s (încalzire). Cazurile a,b, și c din figura corespund, respectiv, restrângerii totale, parțiale și suprarigidizării și au un aspect tipic. La încălzire, bara 1 este solicitată la compresiune, iar la racire- la tracțiune.

Se observa ca în aceste 3 cazuri, răspunsul deformație mecanică-temperatura este diferit: în restrângerea parțială  $\epsilon_m < \epsilon_{th}$ ,

pentru restrângerea totală  $\epsilon_m = \epsilon_{th}$ , iar pentru suprarigidizare,  $\epsilon_m > \epsilon_{th}$ .

Testele ciclice anizoterme se fac pentru a înțelege mai bine ce se întâmplă în timpul unor operații industriale reale. Principiul testelor anizoterme implică deformarea probei la temperatura camerei și înregistrarea tensiunii necesare pentru a menține deformația constantă în cursul unui ciclu termic complet (încalzire, perioada de menținere, racire).

Testele se pot efectua prin încercarea la întindere sau la răsucire a epruvetelor cilindrice sau tubulare.

Încercarea la întindere permite o determinare mai simplă a tensiunii aplicate, dar necesită intervenții pentru eliminarea perturbației produse de dilatarea termică. După [Le3], aceasta se poate face prin utilizarea a 2 probe, una solicitată și una nesolicitată (de comparație), amândouă fiind introduse în cuptor. Extensometrul măsoară permanent lungimea

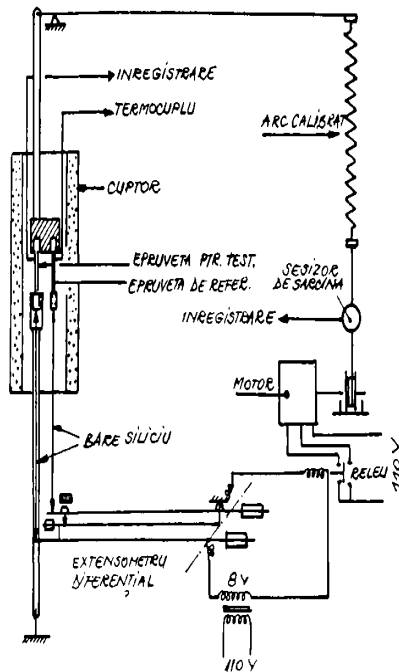


Fig.5.3.3

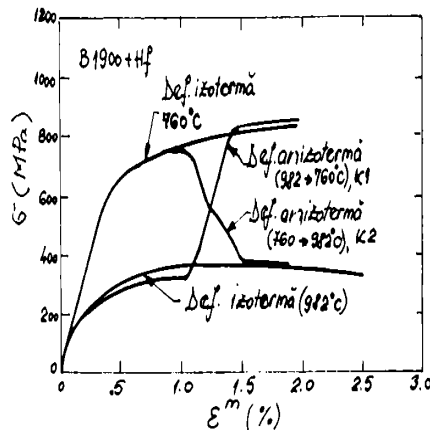


Fig.5.3.4

acestora. Datele achiziționate sunt transmise unui servomecanism care variază tensiunea probei solicitate, pentru a menține constantă diferența de deformație față de proba nesolicitată. Aparatul este prezentat schematic în Fig.5.3.3. Datele experimentale obținute într-un asemenea test se pot urmări în Fig.5.3.4. În figura sunt prezentate 2 curbe caracteristice ale materialului (un aliaj de nichel, B1900+Hf), la temperatura de 760 C și 982°C (curbe izoterme). Alte 2 curbe rezulta din modificarea în trepte a temperaturii între limitele impuse. Temperatura crește cu viteza de 4,4 C/s, iar viteza de deformație este constantă,  $10^{-4}$ /s. Se poate observa că la testul anizoterm 760 - 982 C, revenirea se face pe curba izoterma, deci nu există o istorie a temperaturii [Cp1]. La cealaltă probă, a carei temperatură scade de la 982 la 720 C, se observă un efect de memorare a istoriei temperaturii ridicate prin faptul că se modifică comportarea materialului (curba izoterma și cea anizoterma nu mai coincid).

Modalitatea cea mai frecventă prin care se face studiul comportării anizoterme este aceea de a aplica cicluri de variație a încărcării mecanice și a temperaturii, care pot fi în fază (creșterea solicitării la întindere se face odată cu creșterea temperaturii) sau antifază (creșterea solicitării de întindere se face odată cu scăderea temperaturii), ca în Fig.5.3.5,a.

Buclele de histereză obținute la solicitarea izoterma și anizoterma a unor probe de Cu sunt prezentate în Fig.5.3.5,b,c, și d. În Fig 5.3.5,b se observă bucele de histerezis pentru cazul solicitării izoterme cu viteza de deformare 0,001/s, la 22 C și 600 C (cu linie plină sunt prezentate rezultatele simulării prin modelul Freed, iar punctele reprezintă rezultatele experimentale). Pentru cicluri anizoterme, în fază și antifază (Fig.5.3.5,a), cu modificarea temperaturii între 200 - 500 C, viteza de deformare  $1,5 \cdot 10^{-5}$ /s a unor probe de cupru, rezulta comportarea prezentată în Fig.5.3.5,c (antifază) și Fig. 5.3.5,d (în fază). Simulările cu modelul Freed în acest caz nu caracterizează corect comportarea anizoterma a materialului.

O soluție pentru a efectua încercări de oboseală anizoterma este utilizarea mașinilor servohidraulice. Procedura experimentală permite probei să fie solicitată termic și mecanic, independent. Se pot produce, în afara încărcării în fază și antifază, și alte solicitări mai complexe.

Un exemplu de încărcare ciclică în fază este data în Fig.5.3.6, unde temperatura variază între 300 și 550 C, în fază cu deformația mecanică de întindere-compresiune (controlată), care generează deformația  $\Delta \epsilon_p$ . În aceeași figură se poate urmări principal,



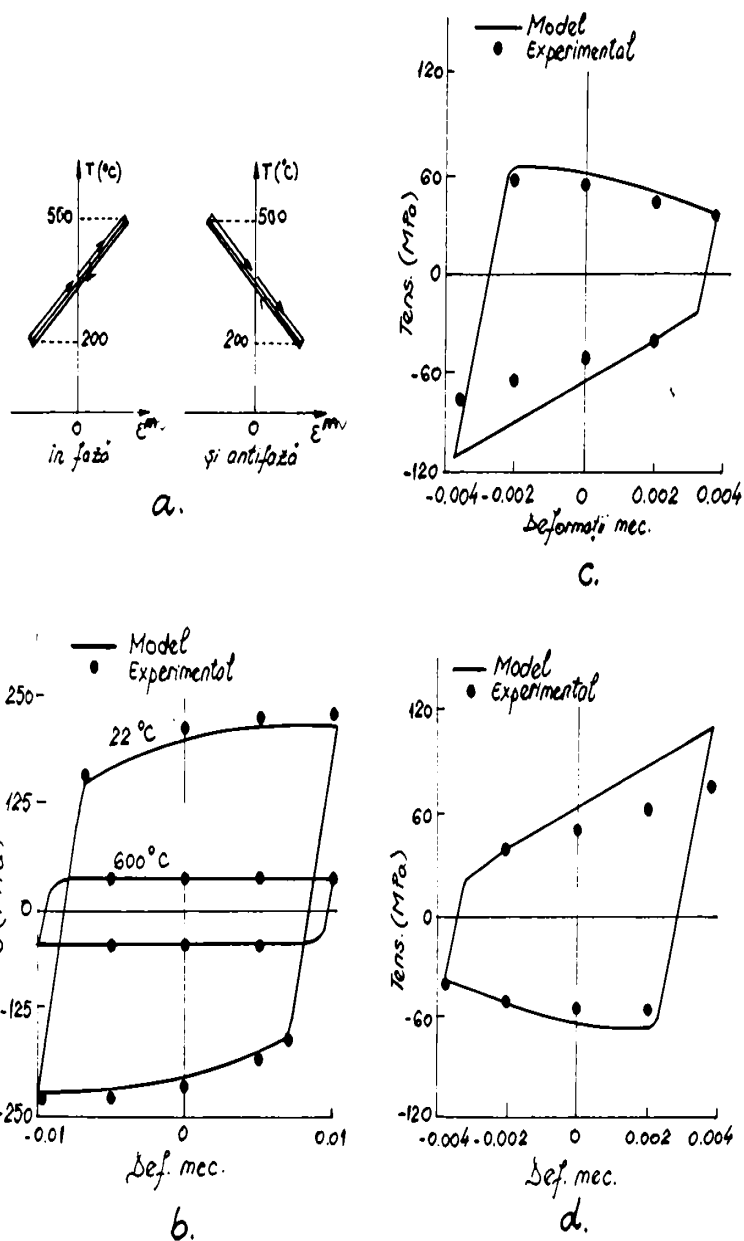


Fig.5.3.5

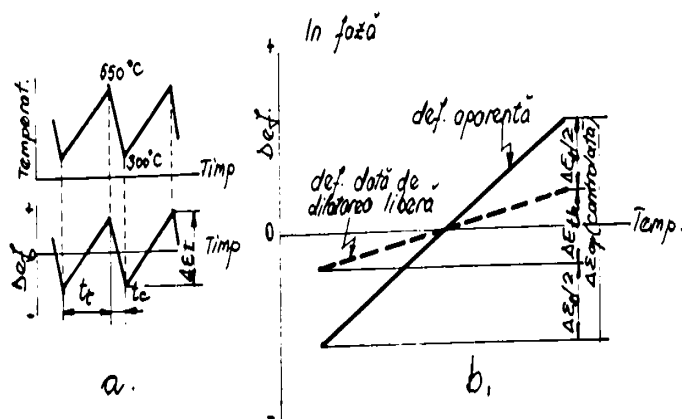


Fig.5.3.6

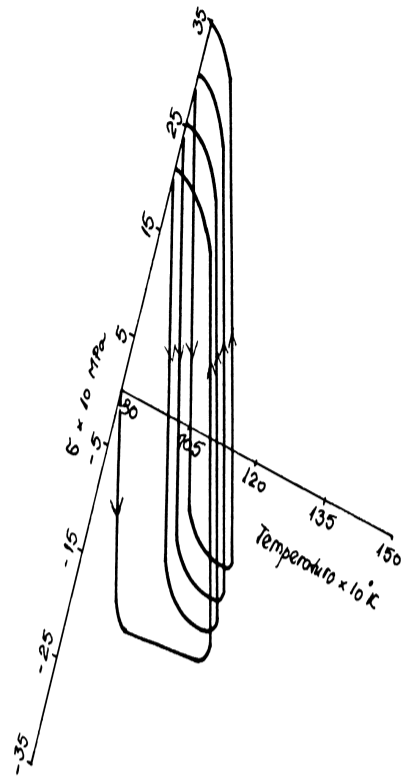


Fig.5.3.7

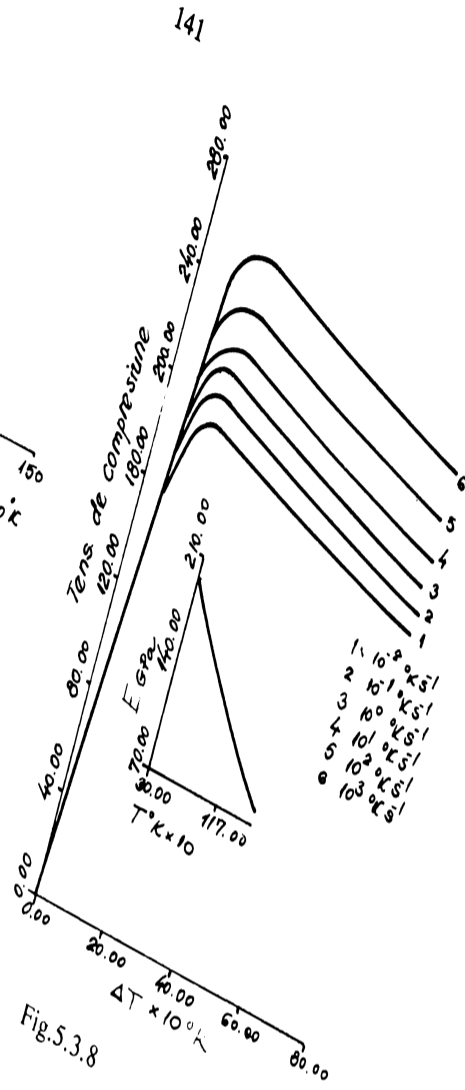


Fig.5.3.8

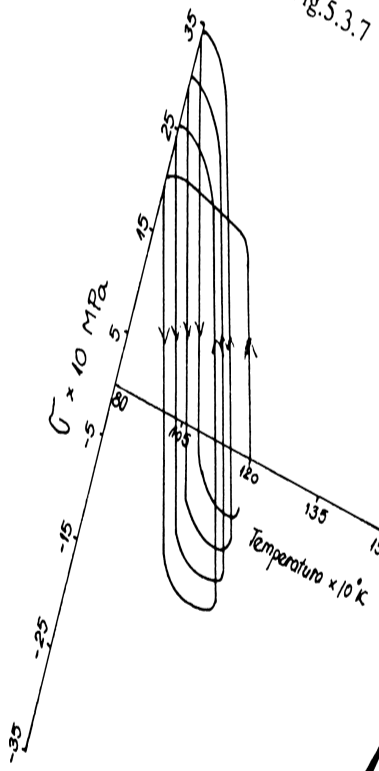


Fig.5.3.9

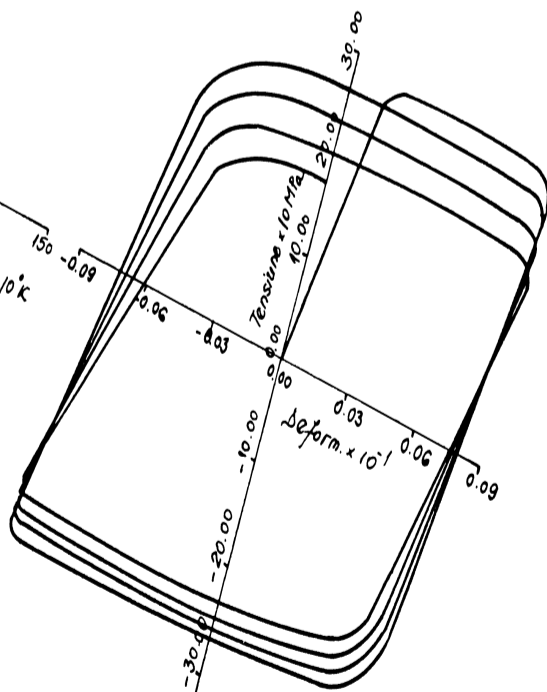


Fig.5.3.10

calculul făcut pentru compensarea dilatării termice (Fig.5.3.6,b). Variația deformației s-a considerat prin scăderea din deformația aparentă controlată ( $\Delta \epsilon_{ap}$ ), a deformației datorată dilatării termice:

$$\Delta \epsilon_{ap} = \Delta \epsilon_t + \Delta \epsilon_{th} \quad (5.3.2)$$

unde  $\Delta \epsilon_t$  este deformația mecanică totală (Fig.5.3.6,a).

O altă posibilitate o reprezintă încărcarea fără o mașină de încărcare mecanică, ci doar utilizând un sistem de blocare. Tensiunile termice pot fi produse prin fixarea rigidă a probei la o anumită temperatură, care poate fi temperatura maximă sau cea minimă a ciclului termic. Un studiu efectuat în [Ck1] pentru validarea modelului constitutiv utilizat prezintă câteva aspecte definitorii ale unei asemenea solicitări.

Astfel, în Fig.5.3.7 sunt date rezultatele preconizate de model pentru încălzirea adiabatică a unei probe de B1900+Hf la temperaturile 900 K și respectiv 1200 K, rigidizată la temperatura ambiantă, și apoi încălzită cu diferite viteze de creștere a temperaturii ( $10^{-2}$  K/s -  $10^3$  K/s). De asemenea, se ține cont de variația modului de elasticitate cu temperatura, variație prezentată de asemenea în figura. Pentru simularea ciclului termic, s-au făcut două testări adiabactice prin rigidizarea probei la 900 K și încălzirea la 1200 K (Fig.5.3.8), respectiv la 1200 K și răcirea la 900 K (Fig.5.3.9). În ambele figuri este prezentată evoluția curbei ciclice tensiune- deformație respective. Variația temperaturii între valorile maxime și minime s-a făcut sinusoidal.

În cazul în care bara este supusă simultan unui ciclu de solicitare mecanică cu deformație controlată, cu frecvența de 1 Hz și unei încălziri rapide din interior ( $T = 300$  K/s), pornind de la  $T_0=300$  K, se obține răspunsul ciclic din Fig.5.3.10. La sfârșitul celui de-al patrulea ciclu se atinge temperatura de 1500 K. Se observă că din cauza creșterii temperaturii apare o distorsiune a curbei de histereză și se produce o înmuiere ciclică. Aceasta se datorește intervalului mare de temperatură luat în considerare și dependenței modului de elasticitate de temperatură. Din aceleași motive se modifică și panta curbelor de descărcare, pe măsura ce crește temperatura.

Răspunsul ciclic tensiune-deformație dat de suprimarea totală a deformației termice se poate urmări în Fig.5.3.11, la număr diferit de cicluri. Materialul pentru care se studiază oboseala termomecanică este X20MoV121 [Pi1]. Cu linie groasă este reprezentată dependența tensiune- deformație mecanică, iar cu linie subțire, dependența tensiune- deformație plastică. Procedura experimentală este următoarea: temperatura se modifică triunghiular între 150 și 600 C, cu viteza de 10 C/s; încărcarea se face cu controlul deformației. Încălzirea până la 150 C s-a făcut însă cu controlul tensiunii, lăsând proba să se dilate liber; apoi s-a trecut la controlul deformației totale, care se păstrează restul ciclului nemodificată. Deformația totală  $\epsilon_t$  la  $T_{min}$  este considerată zero și astfel:

$$\begin{aligned} \epsilon_t = \epsilon_e^{me} + \epsilon^{th} = \epsilon_e^{me} + \epsilon_p^{me} + \epsilon^{th} = 0 \\ \text{sau} \quad \epsilon_e^{me} = \epsilon_e^{me} + \epsilon_p^{me} = -\epsilon^{th} \end{aligned} \quad (5.3.3)$$

În acest mod, între  $T_{min}$  și  $T_{max}$  se dezvoltă deformații mecanice (viteza de  $1,3 \cdot 10^4$ /s) care sunt în antifază cu cele triunghiulare ale temperaturii. La prima încălzire se produc tensiuni de compresiune și deformațiile plastice apar pronunțat când deformațiile mecanice ating valoarea de -0,24 %. Maximul tensiunii compresive se produce la 390 C și este de 530 MPa; la continuarea încălzirii se produce relaxarea tensiunii, deși deformația mecanică încă crește în valoare absolută, până la temperatura  $T_{max}$ . Astfel, în primul ciclu  $\sigma_{min}$  nu este corelat cu  $T_{max}$ . În timpul răcirii de la  $T_{max}$ , se produc tensiuni de întindere. Ca rezultat al relaxării ciclice a tensiunii compresive, aproape după primul ciclu se produc tensiuni medii de întindere, care cresc până începe ciclul al doilea. Se observă la ciclul 5 că avem deja curbe de histereză ridicate spre tensiuni medii pozitive. De la  $N=5$  la  $N=2000$ , tensiunea medie

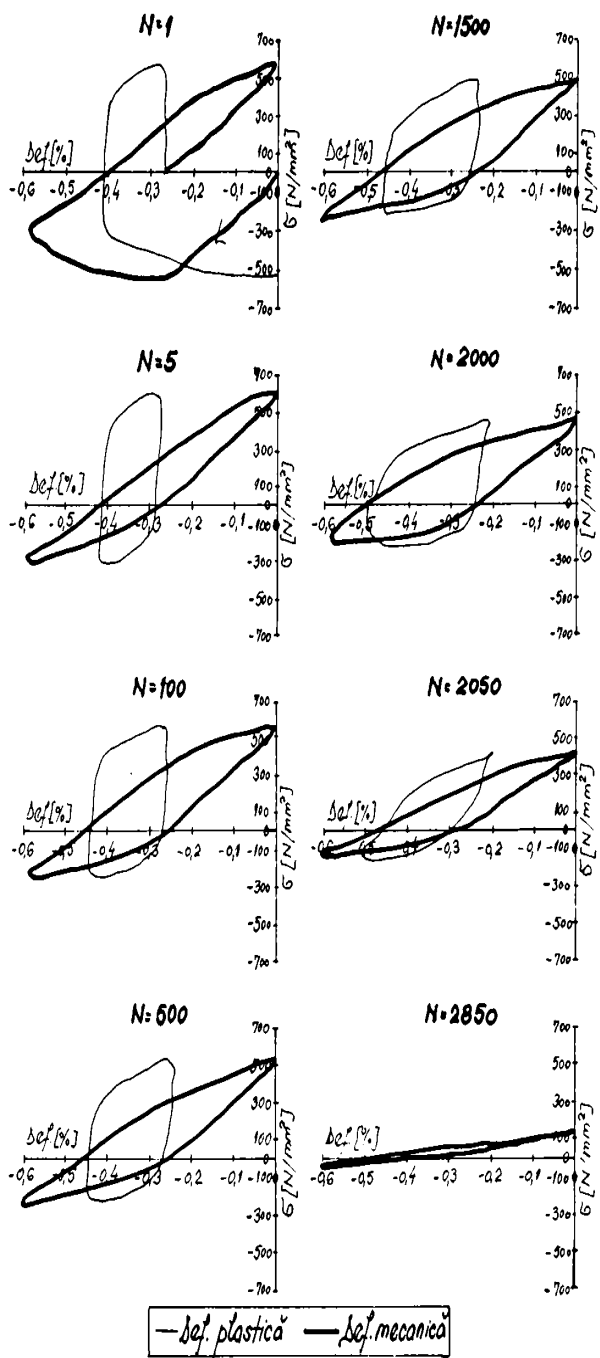


Fig.5.3.11

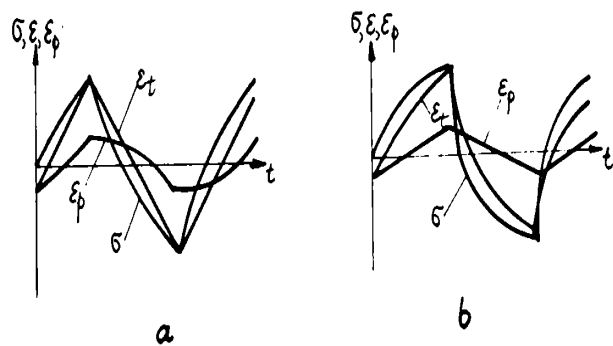


Fig.5.3.12

pozitiva rămâne aproape constantă, dar  $\Delta\sigma = \sigma_{\max} - \sigma_{\min}$  descrește de la 904 Mpa la 675 MPa și crește amplitudinea deformației plastice ( $\Delta\epsilon_p$ ) de la 0,062 % la 0,114 %, ceea ce arată o înmuiere ciclică a oțelului X20MoV121. Comportarea finală a materialului, manifestată prin modificarea serioasă a curbei de histerezis, arată apariția unei fisuri.

Acest tip de test cu deformație totală controlată se poate prezenta schematic ca în Fig.5.3.12,a (pentru cazul izoterm) [Ch13]. În aceste condiții, viteza deformației plastice se modifică în cadrul fiecărui ciclu între o valoare minimă (zero), când are loc doar deformația elastică, și o valoare maximă care se apropie de rata deformației totale când amplitudinile sunt suficient de mari ca deformația totală să fie aproape egală cu cea plastică. Dacă această comportare se produce într-un test cu deformație totală controlată, se poate exprima astfel:

$$\dot{\epsilon}_p = \frac{E \cdot \dot{\epsilon}}{\frac{d\sigma}{d\epsilon_p} + E} \quad (5.3.4)$$

Se observă că dacă  $\epsilon_c \gg \epsilon_p$ , atunci  $\epsilon_p$  este aproape zero datorită faptului că panta  $d\sigma/d\epsilon$  a curbei tensiune-deformație devine foarte abruptă când ne apropiem de limita elastică. Pentru  $\epsilon_p \gg \epsilon_c$ , panta curbei este mult mai mică decât E și deci  $\epsilon_p = \epsilon_t$ .

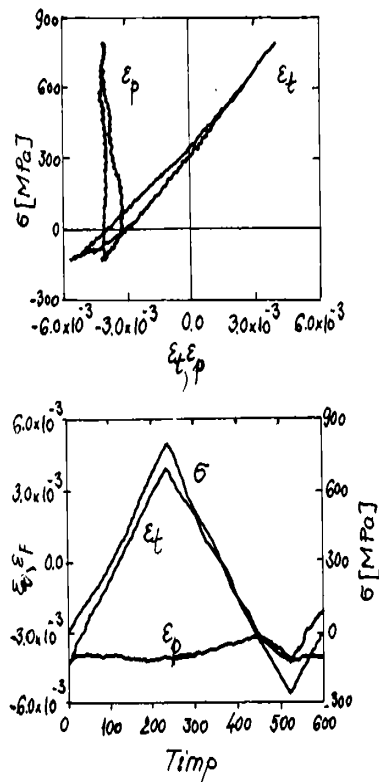


Fig.5.3.13

În cazul unui test cu controlul deformației totale efectuat asupra unui monocristal dintr-un superaliaj de nichel (în antifaza), buclele de histerezis au aspectul din Fig.5.3.13,a, iar dependența deformației totale  $\epsilon_t$  și a deformației plastice  $\epsilon_p$  în timp este cea din Fig.5.3.13,b.

În cazul acestui material foarte rezistent, rezistența la oboseala termomecanică anizotermă a fost mai mică pentru cazul ciclurilor în antifază (între 700 C și 1100 C,  $\Delta\epsilon_t/2=0,5\%$ ,  $\epsilon_t=6,7 \cdot 10^{-5}/s$ ). Testul a fost efectuat cu controlul deformației totale și nu a celei plastice (Fig.5.3.13,b), datorită faptului că viteza deformației plastice este foarte mică ( $\epsilon_p=0,1 \cdot \epsilon_t$ ).

Se vede că viteza deformației plastice se modifică pronunțat în timpul unui ciclu, fiind aproape zero tot timpul ciclului, cu excepția momentului apropierea de maximul de compresiune (la temperatura ridicată), unde se produce o microcurgere. Analiza detaliată a comportării materialului este însă mai dificilă în aceste condiții decât dacă s-ar fi efectuat

testarea cu controlul deformației plastice.

Aceste lucruri au fost subliniate și în studii ale cazului izoterm [Mu3], unde s-a arătat că modificarea continuă a vitezei deformației plastice poate afecta serios comportarea ciclică tensiune-deformație și poate deforma curba de histerezis. Aceasta duce la complicarea interpretării rezultatelor pe baze micromecanice.

Utilizarea controlului deformației plastice reale la efectuarea testelor cu semnal triunghiular (Fig.5.3.12,b) ar conduce la dispariția acestor probleme, întrucât valoarea absolută a ratei deformației plastice este constantă în fiecare test și poate fi păstrată la același nivel în teste cu diferite amplitudini ale deformației plastice prin simpla ajustare a frecvenței.

Situația se complică în testele de oboseală termomecanică anizotermă, întrucât variază și deformarea și temperatura (în faza sau antifaza). Astfel, modificarea vitezei deformației plastice în timpul ciclului corespunde unei modificări de temperatură, care în sine poate produce o modificare a sensibilității la viteză de deformare, așa cum s-a descris mai sus. De aceea este evident că interpretarea curbelor pentru identificarea procesului microstructural predominant este dificilă.

Compararea rezultatelor izoterme cu cele anizoterme, care ar fi foarte utilă, pare să fie posibilă doar dacă se aplică o viteză constantă a deformației plastice.

O altă abordare a testelor anizoterme este efectuarea acestora în cadrul solicitării de răsucire cu deformație axială liberă, ceea ce evită problema dilatării termice. Un exemplu de aplicare a acestor încărcări se găsește în [Bd1]. Testele efectuate asupra unui oțel austenitic au avut ca scop validarea modelului constitutiv al autorilor. Procedura experimentală a constat în efectuarea de teste în faza, în sfert de faza, în antifaza, trei sferturi de faza și în dubla faza (2 cicluri mecanice la un ciclu termic). Rezultatele obținute pentru defazajul de sfert de faza și respectiv, dubla faza se pot urmări în Fig.5.3.14, a și b. Viteza de creștere a temperaturii a fost  $T = 7 \text{ C/min}$  iar intervalul de variație ciclică a temperaturii,  $\Delta T = 600 - 200 \text{ C}$ . Deformația de răsucire este controlată funcție de temperatura printr-un extensometru și un microcomputer, și are valorile: 0,7%, 1,08% și 1,38%. Se poate observa că rezultatele obținute prin simulare cu modelul propus de autor sunt identice cu cele experimentale. Pe figura s-au utilizat notațiile  $\sigma_{z0}$  și  $\epsilon_{z0}$  pentru  $\tau$  respectiv  $\gamma$ .

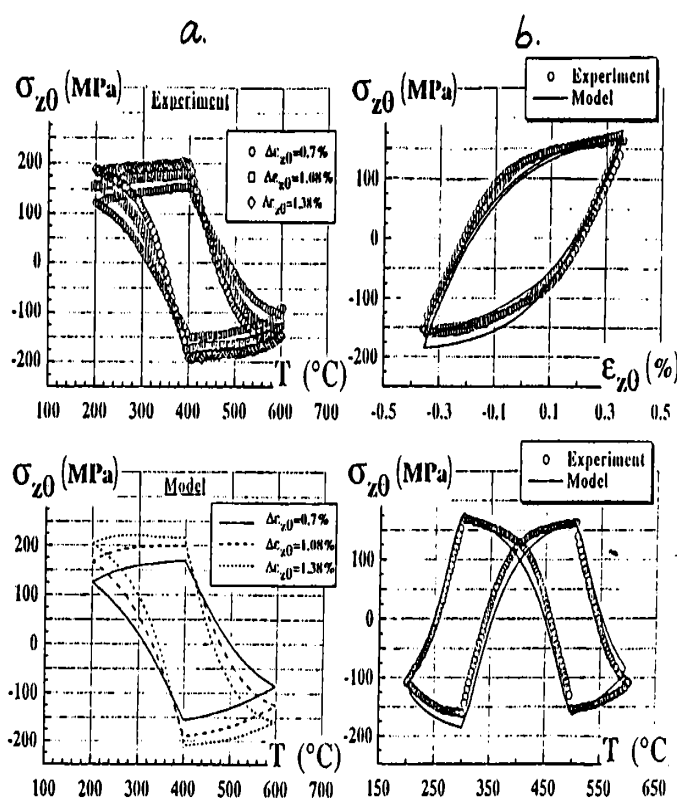


Fig.5.3.14

În continuare, se prezintă o modalitate mai simplă pentru studiul obosealii termomecanice anizoterme, utilizând un dispozitiv în care proba (1) este fixată între 2 plăci (3) legate prin 3 resoarte (4), plasate simetric. Din exterior nu se aplică nici o forță, solicitarea producându-se doar prin încălzirea probei, printr-un sistem de înaltă frecvență (2). Cele 2 plăci sunt unite prin 3 coloane foarte rigide, a căror lungime poate fi modificată (Fig.5.3.15) [Ca4]-[Ca6]. În cazul la care se face referința s-a utilizat o variație de

temperatura de tip rampa (trapezoidală), între 725 C și 1125 C, materialul considerat fiind un superaliaj pe baza de nichel. În Fig.5.3.16 sunt arătate rezultatele obținute experimental (cu puncte) și cele date de simularea numerică obținută în urma aplicării modelului Chaboche (cu linie plină), în timpul unei variații de temperatura 725- 1125 C, pe o perioadă de 3 minute. Diferența între cele 3 rezultate prezentate apare datorită modificării înălțimii piesei intermediare de pe coloanele (5) din Fig.5.3.15 (mai lungă cu 0,1 mm, mai scurtă cu 0,04 și respectiv cu 0,14 mm decât înălțimea "neutră")

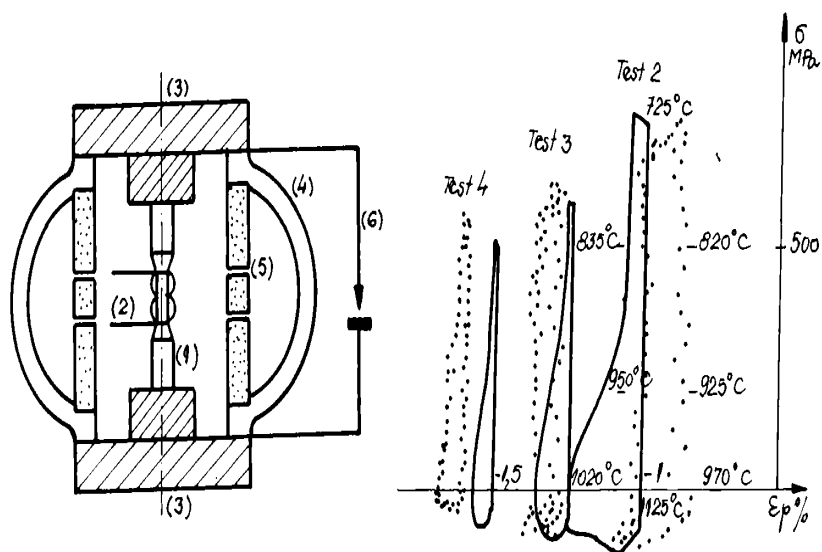


Fig.5.3.15

Fig.5.3.16

Pentru studiul oboselii termomecanice a aceluiași material, s-a conceput un cuptor special în care încălzirea se produce pe baza radiației a 6 lampi de 1500 W, în centrul caruia este plasată muchia de referință a componentei studiate, pe un dispozitiv de prindere ajustabil care menține proba în așa fel încât să nu apară încărcare mecanică. Sistemul de răcire constă dintr-o duză deplasabilă prin care circula aer; în timpul încălzirii se retrage complet, iar când începe secvența de răcire, un actuator pneumatic o deplasează lângă muchia probei, la aproximativ 3 mm (Fig.5.3.17). Răcirea se asigură cu aer rece împins forțat cu presiunea de 8 bar. Rezultă că în timpul încălzirii componenta se poate dilata și apoi contracta liber, astfel încât singurele tensiuni mecanice care apar se datorează gradientilor termici suferiți de epruveta [Ko1]. Forma probei testate se poate vedea în aceeași figură. Pentru determinarea tensiunilor și deformațiilor, după o analiză termică prealabilă, au fost utilizate ecuațiile constitutive ale modelului viscoplastic Chaboche, care sunt implementate în codul cu EF ZeBuLoN. Spre exemplu, în Fig.5.3.18 sunt date curbele tensiune- temperatura precum și curbele tensiune- deformație mecanică (ciclul stabilizat), pentru diferite poziții pe lungimea probei (x- reprezintă distanța de la muchia de referință până la punctul unde se calculează tensiunea).

#### 5.4 Incercari experimentale pentru stabilirea degradarii prin oboseala oligociclica

În continuare se vor prezenta câteva încercări pentru stabilirea durabilității oțelurilor termorezistente în condițiile oboselii oligociclice.

##### a) oțelul 1CrMoV

Mai multe încercări de încovoiere ciclică [Da4] au dus la concluzia că oțelul 1CrMoV are un comportament de înmuiere ciclică, ca și oțelul 12H1MF. Și acesta prezintă un fenomen de scădere a duranței în jurul temperaturii de 300 C.

Studiul efectului temperaturii asupra comportării ciclice a dus la concluzia că cea mai

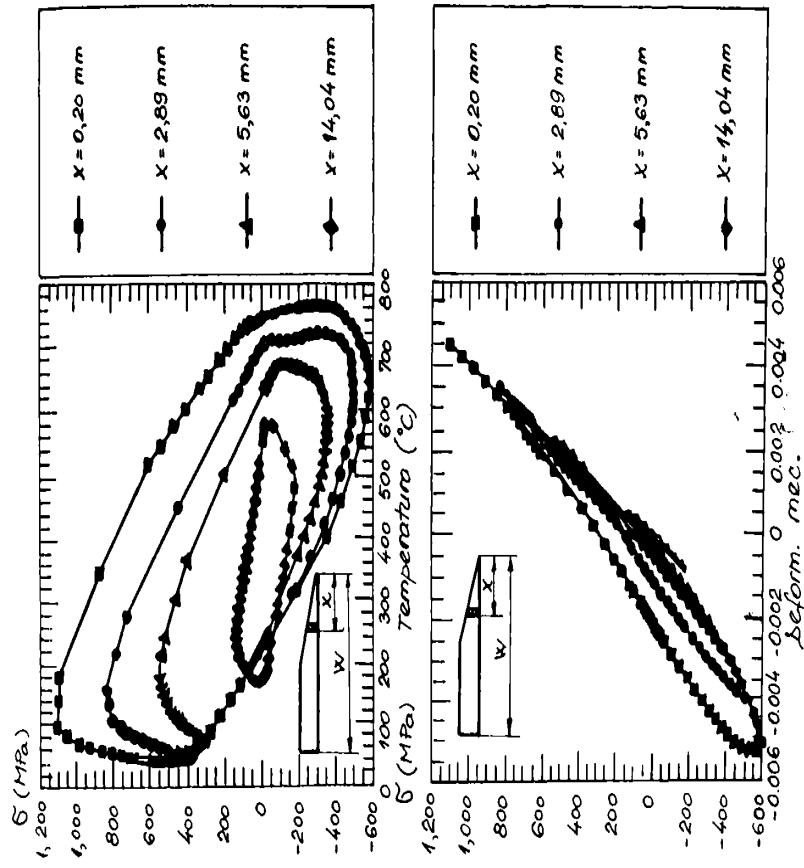


Fig. 5.3.18

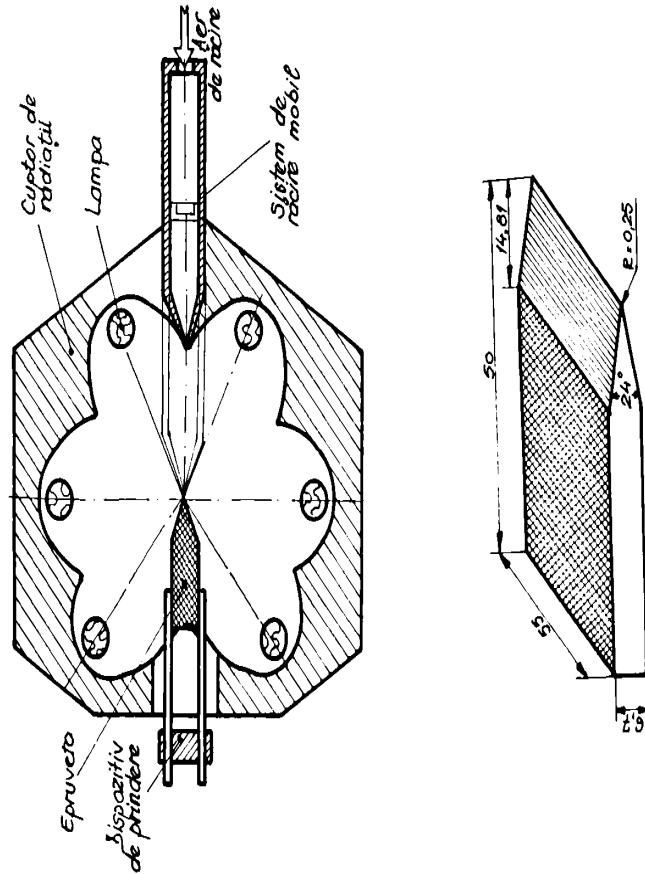


Fig. 5.3.17



mica rezistența la oboseala se produce la temperatura de 300 C, (Fig.5.4.1) unde apare un efect de scadere a ductilității [Da4], curba care reprezinta variația dintre  $\Delta e_p/2$  și numărul de cicluri pana la rupere,  $N_R$  fiind cea mai joasa la temperatura de 300 C. Cu ocazia acestor încercari s-a putut stabili ca daca în locul testelor izoterme efectuate la temperatura maxima a ciclului se aplica și o temperatura variabila ciclic, durata de viața scade, și are valoarea minima daca temperatura maxima se aplica când partea superioara a probei este în compresiune.

Influența vitezei de deformare la răsucire și a temperaturii asupra numărului de cicluri la rupere,  $N_R$ , se poate vedea în Fig.5.4.2 pentru 3 teste cu deformare controlata la

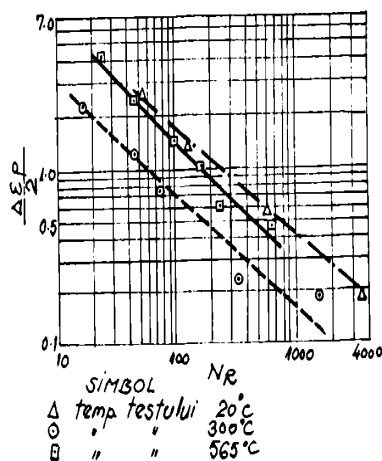


Fig.5.4.1

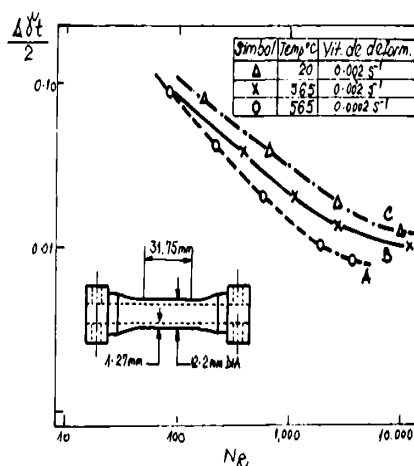


Fig.5.4.2

temperaturile 20 și 550 C și cu vitezele de deformare  $\dot{\gamma} = 0,002/s$  și  $0,0002/s$ . Pentru aceiași domeniu de deformare și aceeași viteză,  $N_R$  scade cu temperatura (curbele B și C), iar pentru aceeași temperatura,  $N_R$  crește cu viteza de încărcare (curbele A și B).

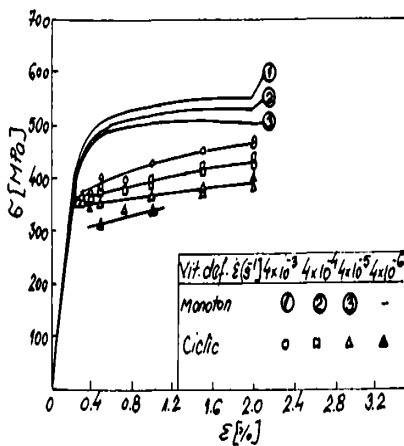


Fig.5.4.3

Rezultatele încărcării ciclice la întindere- compresiune cu controlul deformației (și rezultatele obținute la întindere monotona), folosind diferite viteze de deformare la temperatura de 540 C, sunt prezentate pentru comparație în Fig.5.4.3 [Ba2]. Vitezele de încărcare utilizate sunt precizate pe figura. Se constata o înmuiere ciclica a materialului, pe durata testului neajungându-se la o condiție ciclica stabila. Ca urmare, pentru caracterizarea comportarii materialului s-a considerat valoarea tensiunii la jumătatea duratei de viața prevazute. Efectul vitezei de deformare este acela de accentua

înmuierea ciclica la viteze mici de deformare.

Rezultatele încercărilor ciclice la 540 C, care includ și perioade de menținere la valoare constanta a sarcinii (la valoarea maxima a tensiunii de întindere) timp de 15, 30, 60 și 180 minute, executate cu aceeași viteză ca și încărcarea monotona, sunt prezentate în Fig.5.4.4,a; cu linie plina este figurata curba corespunzătoare comportării monotone. Se observa ca creșterea timpului de menținere duce la scaderea rezistenței la oboseala.

In figura 5.4.4,b este data dependența amplitudinii tensiunii ciclului de valorile tensiunii relaxate în timpul perioadei de menținere, la temperatura de încărcare 540 C, utilizând datele corespunzătoare jumătății duratei de viața  $N_R/2$  [Ba2]. Dependența tensiune-

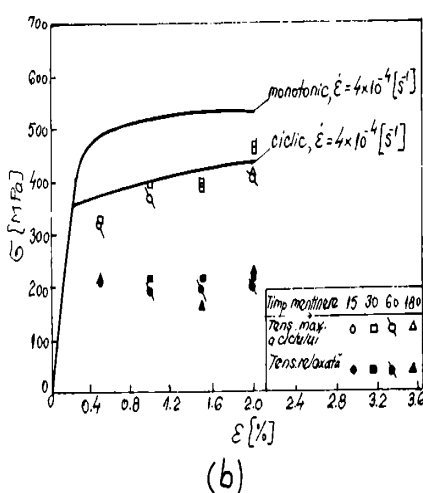
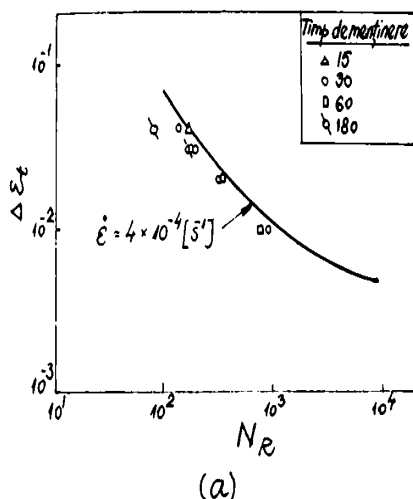


Fig.5.4.4

timp pe curbele de relaxare se poate obține cu relația lui Gittus:

$$\ln \frac{\sigma_0}{\sigma} = K t^m \quad (5.4.1)$$

unde  $\sigma_0$  este tensiunea inițială,  $\sigma$  - tensiunea relaxată,  $t$  - timpul [min], iar  $K$  și  $m$  - constante de material.

Cercetarea comportării în serviciu a materialului fără defecte s-a făcut prin cicluri cât mai apropiate de cele suferite în exploatare, așa cum sunt, cele din Fig.5.4.5, cu amplitudinea deformației constantă (a), respectiv în 2 trepte (b). Curbele de histererezis care apar ca urmare a celor două tipuri de cicluri sunt arătate schematic în Fig.5.4.6. Deformațiile ciclice mari, cu viteza de 0,1 %/s sunt considerate ca primare, iar cele mici (sinusoidale, 1 Hz), sunt cele secundare. Numarul lor într-o secvența (bloc),  $n_2$ , este de 20, 300, și 600. Cu notațiile date în Fig.5.4.6, se definește numarul echivalent de cicluri până la rupere, după relația bazată pe cumulara liniară a degradărilor:

$$N_V^* = \left[ 1 + \left( \frac{\Delta \epsilon_{2p}}{\Delta \epsilon_{1p}} \right)^{\frac{1}{n_1}} \left( \frac{n_2}{n_1} \right)^{\frac{1}{n_2}} \right] n_V \quad (5.4.2)$$

$$\Delta \epsilon_{1p} \cdot N_V^* = C \quad (5.4.3)$$

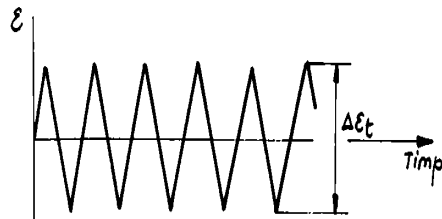
Efectul tipului de cicluri asupra duratei de viață se poate vedea în Fig.5.4.7, pentru temperatura de 550 C. Numerele care apar pe grafic arată nivelul lui  $\Delta \epsilon_{2p}$ , pentru același  $\Delta \epsilon_{1p}$ ; cu cât numărul este mai mic, îi corespunde valoarea mai mică din gama corespunzătoare, prezentată în colțul stâng al figurii. Materialul considerat în acest caz [Mo6] are în compoziția sa incluziuni mari (cu diametre de 300 - 500  $\mu\text{m}$ ). Durata de viață, conform testelor care simulează comportarea în regim de lucru, a fost redusă de 10- 100 de ori față de cazul  $\Delta \epsilon_i = \text{const.}$ , datorită acumulării deformațiilor plastice date de variația amplitudinii acestora. Aceasta reducere a fost mai mare în cazul materialului care a prezentat defecte.

#### b) oțelul X20CrMoV121

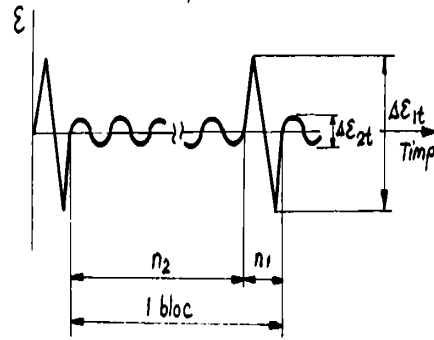
Încercarea la întindere- compresiune ciclica (conform standardului ISO) s-a făcut la 2 viteze de deformare:  $6,67 \cdot 10^{-3}/\text{s}$  și  $6,67 \cdot 10^{-5}/\text{s}$ , încărcarea fiind cu controlul deformației, prin cicluri de forma triunghiulară, alternant simetrice. Rezultatele au fost strânse de autoare, centralizate și sintetizate în cele ce urmează.

Pentru testări s-a utilizat o mașină de încercare servo-hidraulică INSTROM (sarcina maximă 50 kN). Epruvetele circulare utilizate au avut  $d_0 = 6$  mm și  $l_0 = 15$  mm. Temperaturile de încercare au fost: 20, 400, 500, 600 C.

Reprezentând grafic variația amplitudinii tensiunii ciclice rezultante funcție de amplitudinea deformației ciclice impuse, se obțin curbele din Fig.5.4.13,d), pentru viteza de deformație  $6,67 \cdot 10^{-3}/\text{s}$ .



a. def. cu amplit. const.



b. def. cu 2 trepte

Fig.5.4.5

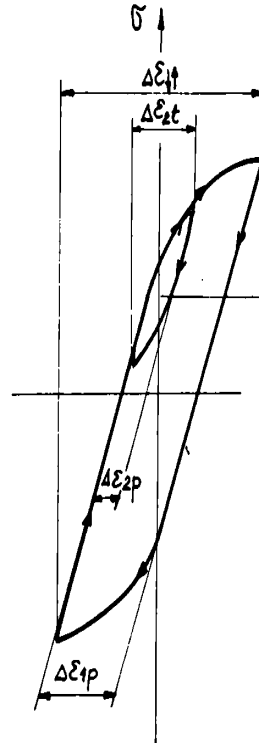


Fig.5.4.6

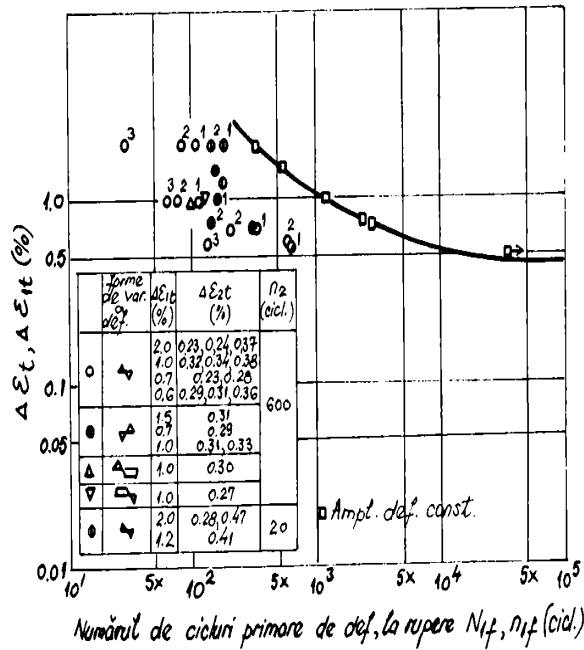


Fig.5.4.7

Amplitudinea deformației ciclice influențează puternic numărul de cicluri până la rupere (N), mai ales în domeniul amplitudinilor mari. În Fig.5.4.8 sunt reprezentate dependența numărului de cicluri, N, de amplitudinea deformației totale ( $\epsilon_s$ ) și a componentelor elastice și plastice  $\epsilon_{s,e}$  și  $\epsilon_{s,p}$ .

Influența vitezei de deformare asupra comportării ciclice a materialului se poate urmări în Fig.5.4.9, unde sunt date curbele corespunzătoare temperaturii de 600 C (curba A la viteza 40 %/min și curba B la 0,4 %/min).

Si curbele care prezinta amplitudinea tensiunii ciclice  $\sigma_s$  funcție de cea a deformației

ciclice  $\epsilon$ , pot fi descrise prin relații de tipul Ramberg-Osgood:

$$\epsilon_a = \frac{\sigma_a}{E} + \left(\frac{\sigma_a}{K}\right)^{\frac{1}{n}} \quad (5.4.4)$$

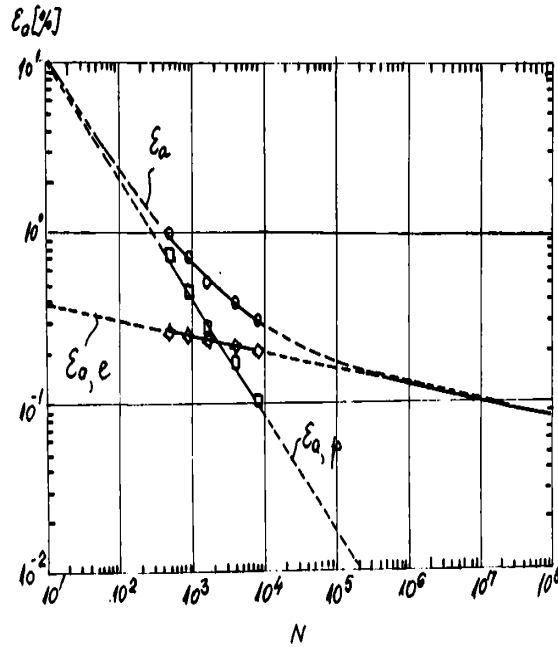


Fig.5.4.8

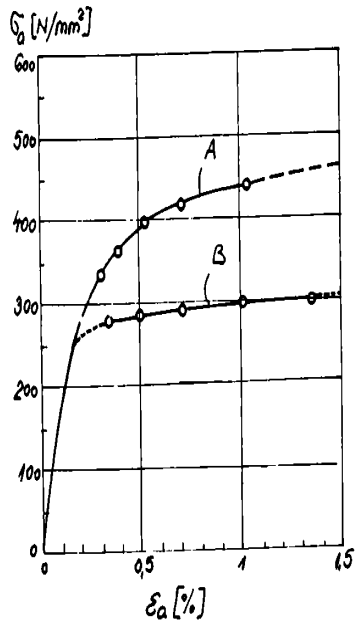


Fig.5.4.9

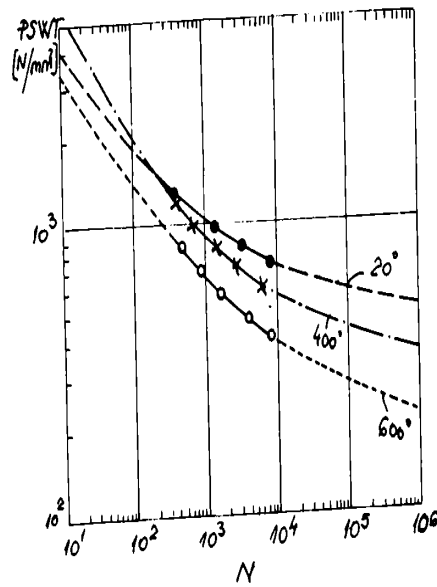


Fig.5.4.10

Curbele A și B la diferite temperaturi au fost descrise prin această relație, utilizându-se modulul de elasticitate de la temperatura respectivă și valorile  $K$  și  $n$  date în Tabelul 5.4.1. (la determinarea marcată cu \* s-a utilizat viteza de deformare de  $6,67 \cdot 10^{-4}/s$ ).

Tabelul 5.4.1

Specificația T \ curba	A		B	
	K	n	K	n
20 C	1301	0,093	1325	0,099*
400 C	1096	0,1	1034	0,084
500 C	1151	0,132	910	0,108
600 C	355	0,136	859	0,038

Tabelul 5.4.2

	1	2	3	4	5
$\sigma_c$ [MPa]	433,1	415,9	396,3	358,6	332,8
$\epsilon_c$ [%]	1.005	0,7	0,51	0,385	0,3
N	482	864	1597	3948	7977

Pentru studiul degradării materialului s-a utilizat parametrul de degradare propus de Smith, Watson și Topper,  $P_{SWT}$ :

$$P_{SWT}(N) = \sqrt{\sigma_f^2 (2N)^{2b} + E \cdot \sigma_f \epsilon_f (2N)^{(b+c)}} \quad (5.4.5)$$

unde cu  $\sigma_f$  se notează coeficientul de rezistență la oboseală, cu  $\epsilon_f$  coeficientul ductilității la oboseală, N- numărul de cicluri până la rupere, b- exponentul rezistenței la oboseală, c- exponentul ductilității la oboseală.

Pentru exemplificare se arată cum s-a trasat dependența  $P_{SWT}=f(N)$  pentru cazul testelor la 600 C, cu viteza  $6,67 \cdot 10^{-3}$ /s, utilizând rezultatele experimentale (5 teste) din Tabelul 5.4.2.

Valorile pentru b, c,  $\sigma_f$  și  $\epsilon_f$  rezulta din potrivirea datelor experimentale pentru a fi conforme relațiilor lui Manson- Morrow:

$$\epsilon_d(N) = \epsilon_{a,c}(N) + \epsilon_{a,p}(N) \quad (5.4.6)$$

$$\epsilon_{a,c}(N) = \frac{\sigma_f}{E} (2N)^b \quad \epsilon_{a,p}(N) = \epsilon_f (2N)^c \quad (5.4.7)$$

Variația acestor 3 măriri cu N este arată în Fig.5.4.8, la temperatura de 600 C.

Aceste potriviri au fost făcute pentru temperaturile și viteza de deformare utilizate în teste, și au rezultat valorile prezentate în Tabelul 5.4.3. În același tabel sunt date și valorile limitei de curgere ( $R'_{p0,2}$ ) la încercările ciclice efectuate în condițiile precizate anterior.

Tabelul 5.4.3

T [C]	$\sigma_f$	$\epsilon_f$	b	c	$R'_{p0,2}$
20	1216	0,49	-0,062	-0,664	730
400	1193	1,891	-0,087	-0,084	589
500	1103	0,461	-0,093	-0,646	507
600	844	0,823	-0,096	-0,694	369

Utilizând valorile din Tabelele 5.4.2 și 5.4.3, se poate prezenta  $P_{SWT}=f(N)$ . Pentru temperaturile de 20, 400 și 600 C, variația acestui parametru se poate urmări în Fig.5.4.10.

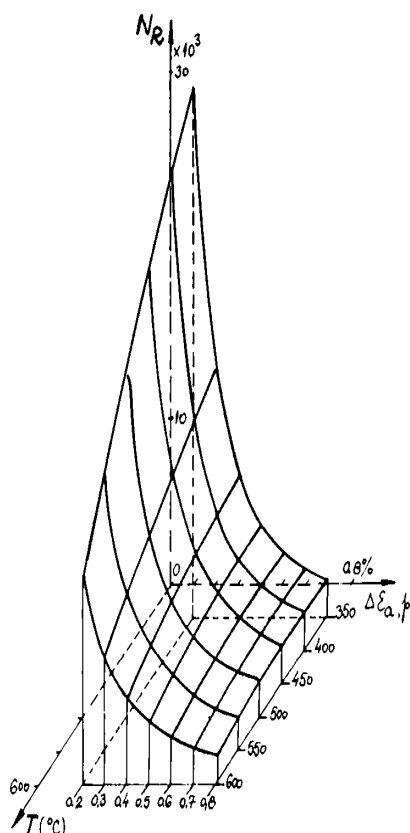


Fig. 5.4.11

Din acest motiv, degradarea se poate exprima printr-o relație de forma:

$$\frac{1}{N_R} = A_1 \Delta \varepsilon_{a,p}^{b_1} \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) + A_2 \Delta \varepsilon_{a,p}^{b_2} \quad (5.4.6)$$

în care constantele  $A_1$ ,  $b_1$ ,  $A_2$ ,  $b_2$ ,  $Q$  (energia aparentă de activare) și  $R$  (constanta gazelor: 8,3143 J/mol.K), sunt constante care au fost identificate ca fiind:  $Q=51,163$  J/mol,  $A_1=0,1735$ ,  $b_1=0,692$ ,  $A_2=0,00063$ ,  $b_2=1,91$ .

Tabelul 5.4.4

T [C]	$C_e$	$C_p$	b	c
350	0.85	56.9	-0.074	-0.546
400	1.08	83.3	-0.085	-0.552
450	0.51	63.4	-0.022	-0.560
500	1.18	96.8	-0.11	-0.614
550	1.17	97.9	-0.159	-0.632
600	0.42	287.1	-0.024	-0.772

Aceste valori au fost găsite pentru testele efectuate cu viteza de deformare  $4 \cdot 10^{-3}$ /s; din compararea cu rezultatele altor încercări s-a putut trage concluzia ca viteza are o influență neglijabilă asupra valorilor constantelor [De13].

Numarul de cicluri până la rupere și evoluția amplitudinii tensiunii, la 2 temperaturi (250 și 550 C) și 2 valori pentru amplitudinea deformației totale (0,25 % și 0,75 %), este prezentată în Fig. 5.4.12 [Ge1], iar în Fig. 5.4.13, aceeași dependență pentru domenii mai mari

Relații de calcul pentru rezistența la oboseala oligociclică a oțelului X20CrMo121, la temperaturile 350, 400, 450, 500, 550, 600 C se pot găsi în [De12]. Una dintre acestea este:

$$\Delta \varepsilon_{a,p} = C_e \cdot N_R^b + C_p \cdot N_R^c \quad (5.4.5)$$

unde  $N_R$  este numărul de cicluri până la rupere,  $C_e$ ,  $C_p$ ,  $b$  și  $c$  sunt constante.

Valorile constantelor  $C_e$ ,  $C_p$ ,  $b$  și  $c$  la diferite temperaturi sunt date în Tabelul 5.4.4.

În Fig. 5.4.11 se prezintă suprafețele de rezistență la oboseala în care numărul de cicluri până la rupere ( $N_R$ ) este dat funcție de amplitudinea deformației plastice,  $\Delta \varepsilon_{a,p}$  și temperatura  $T$ . Se observă că rezistența la oboseala este mult influențată de domeniul amplitudinii deformației plastice pentru  $N_R$  mic, iar pentru valori mai mari ale lui  $N_R$ , depinde puternic de temperatura.

Se poate trage deci concluzia că există 2 mecanisme care guvernează degradarea: unul care este activat termic și unul care nu depinde de temperatura.

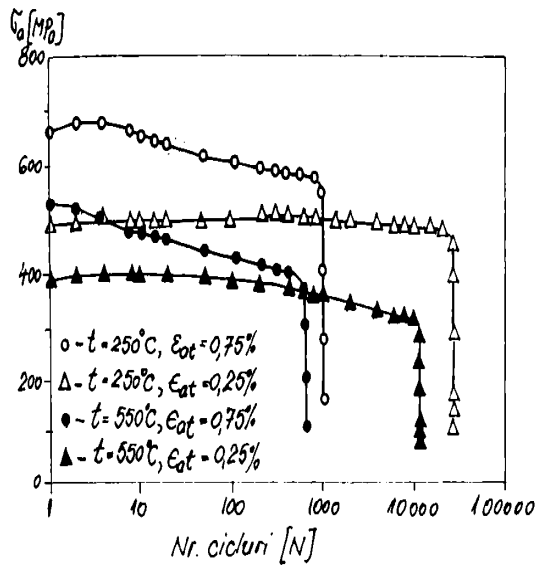


Fig.5.4.12

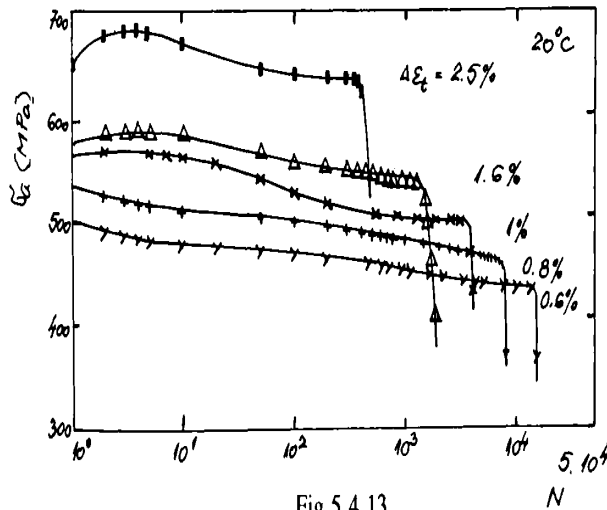


Fig.5.4.13

dependența limitei de curgere  $\sigma_{0,2}^*$  la încărcare ciclică (definită ca în Fig.5.4.14,a) de numărul de cicluri ale deformației totale, pentru diferite nivele ale amplitudinii deformației totale,  $\Delta \epsilon_t$ .

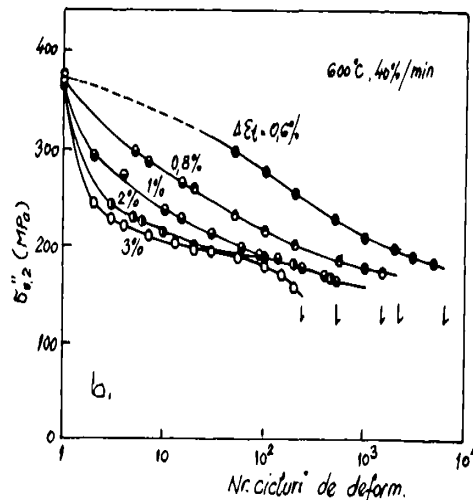
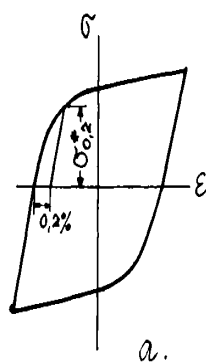


Fig.5.4.14

ale amplitudinii deformației și la temperatura ambiantă. Oțelul a fost calit de la 1050 C la temperatura camerei și apoi temperat 2 h la 760 C [De13]. Influența creșterii amplitudinii deformației ciclice asupra nivelului limitei de curgere  $\sigma_{0,2}^*$  se poate urmări în Fig.5.4.14. În testul prezentat [Ka1], temperatura de încercare a fost 600 C și viteza de deformare de 40 %/min. Urmărind aceste curbe, se poate observa înmuierea ciclică a materialului (uneori, la început, o ușoară întărire ciclică):  $\sigma_a$  scade cu creșterea numărului de cicluri pentru orice temperatura și amplitudine a deformației. Cu cât aceasta din urmă este mai mare, tendința este mai accentuată.

Înmuierea ciclică a materialului se poate vedea și în Fig.5.4.14, b, unde se prezintă

Înmuierea ciclica poate fi atribuita rearanjării dislocațiilor [De13]. Aceste dislocații, provenite din procesul de calire, și care nu dispar în procesul de temperare sau revenire, se rearanjează în timpul deformațiilor ciclice, mai ales la viteze mari de deformație și temperaturi ridicate [Ka1], [Pe2].

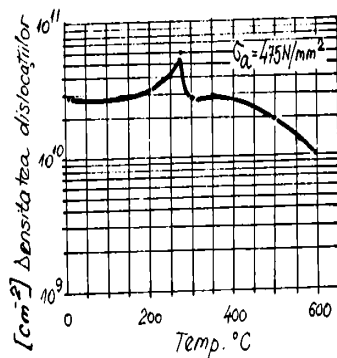


Fig.5.4.15

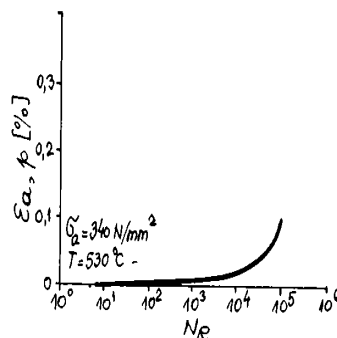


Fig.5.4.16

În Fig.5.4.15 se prezintă dependența densității dislocațiilor cu temperatura, pentru un anumit nivel al amplitudinii tensiunii (475 MPa). Se observă existența unui maxim la 275 C, când densitatea ajunge la valoarea  $\rho = 6 \cdot 10^{10}/\text{cm}^2$ . Cu excepția acestui maxim,  $\rho$  este aproximativ constant în domeniul 20- 400 C. Valoarea cea mai scăzută, la 600 C, este  $9 \cdot 10^9/\text{cm}^2$ .

Cu excepția temperaturii la care are loc procesul de îmbatrânire dinamică, încărcarea ciclică produce o anihilare a dislocațiilor libere și aglomerarea lor la marginile subgrăunților. Astfel, densitatea dislocațiilor libere scade și crește numărul cailor libere de dislocație. Acest lucru este ilustrat în Fig.5.4.16. După  $5 \cdot 10^3$  cicluri, densitatea  $\rho = 3,42 \cdot 10^{10}/\text{cm}^2$ , care apoi scade la  $2,84 \cdot 10^{10}/\text{cm}^2$ , când se produce ruperea la  $N_r = 10^5$  cicluri. Aceste procese generează o creștere locală a amplitudinii deformației plastice.

Pe măsura deformații ciclice, materialul prezintă o tranziție de la structura inițială de rețea la una de dislocații celulare. Cu creșterea temperaturii, diametrul mediu al celulelor crește. Influența carburilor ce inhibează mișcarea dislocațiilor scade cu creșterea temperaturii. Aceasta se explică prin procesul de alunecare care este activat termic și face posibilă by-passarea carburilor. Cu creșterea amplitudinii deformației, diametrul celulelor scade. Creșterea celulelor în interiorul materialului se corelează cu reducerea tensiunii măsurate la amplitudine constantă a deformației totale.

Influența amplitudinii ciclurilor termice asupra duratei de viață și a comportamentului ciclic este prezentată și în [Wo3]. Schema instalației utilizate (mașina INSTRUM) este prezentată în Fig.5.4.17. Cu aceasta s-au efectuat teste izoterme și anizoterme asupra materialului, la temperaturile 200 și 550°C.

Autorii au stabilit că în condiții de testare izoterma, dreapta de regresie care reprezintă dependența numărului de cicluri până la rupere de amplitudinea ciclurilor arată ca în Fig.5.4.18, și are relația de calcul:

$$\log N_f = (3,392 - 0,001693 \cdot T) - 1,404 \log \Delta \epsilon_p \quad (5.4.7)$$

unde  $N_f$  este numărul de cicluri până la rupere,  $T$ - temperatura absolută,  $\epsilon_p$ - domeniul de deformație plastică. Pentru cazul oboselii anizoterme în limitele aceluiași domeniu de temperatură s-a găsit tot o dependență liniară, dată de relația (5.4.8) și prezentată în Fig.5.4.19. Autorii au considerat o singură relație, valabilă pentru testele în fază și în antifază, rezultatele experimentale fiind destul de apropiate:

$$\log N_f = 2,096 - 1,671 \log \Delta \epsilon_p \quad (5.4.8)$$

De asemenea, autorii au concluzionat că nu există o interacțiune semnificativă între temperatura și deformația aplicată în ceea ce privește înmuierea ciclică a materialului: se poate



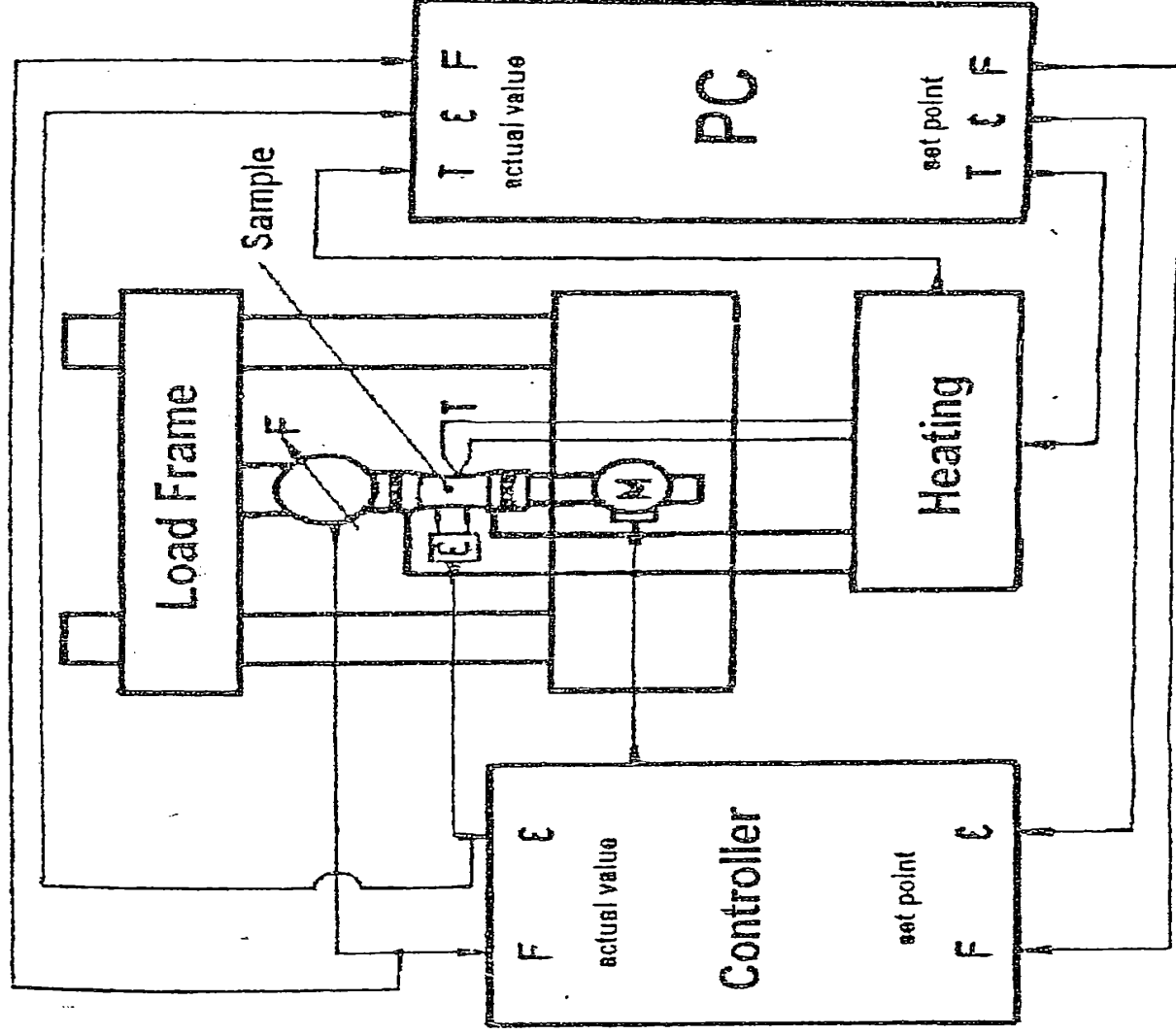


Fig. 5.4.17

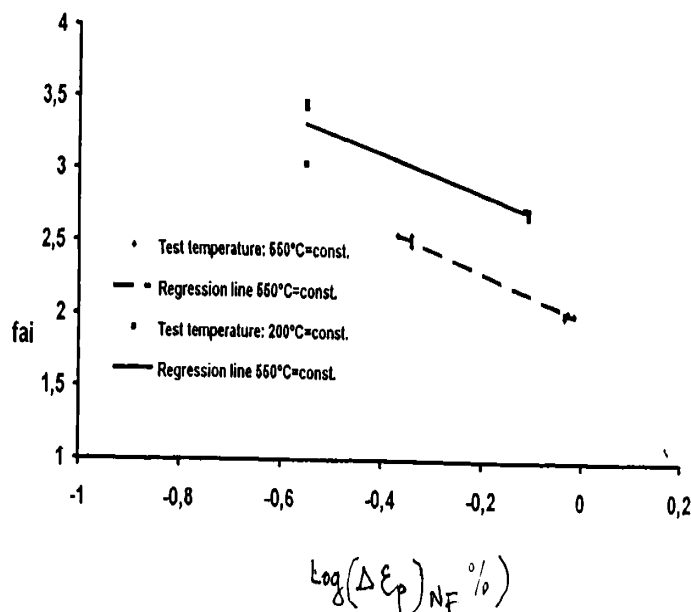


Fig.5.4.18

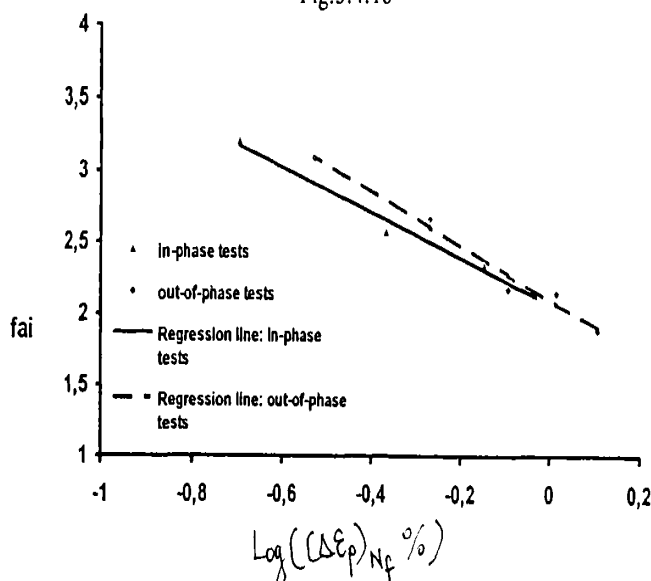


Fig.5.4.19

observa o scadere a nivelului tensiunilor, scadere care devine liniara la atingerea nivelului de 10-40% din  $N_f$  (condiții de deformare izoterma și termomecanica, în faza) și după 25-50% din  $N_f$  (la încărcarea în antifaza). Înmuiera ciclica este influențată semnificativ de condițiile de faza ale testului termomecanic (200-500 C): cu creșterea deformatiei totale, înmuiera ciclica a crescut mai repede în condițiile încărcării în faza decât la cele în antifaza.

O alta preocupare [Aa1] a fost stabilirea influenței timpilor de menținere la temperatura constanta asupra oboselii termomecanice a materialului. Temperaturile limita ale ciclurilor au fost 200- 600 C, iar menținerea s-a făcut la temperatura ridicata (HTH), la cea scazuta (HTL) sau la ambele (HTHL). Rezultatele sunt comparate cu cele de la teste fara menținere la o anumita temperatura (no HT). In Fig.5.4.20 se prezinta variația domeniului tensiunii  $\sigma = \sigma_T - \sigma_C$  în funcție de numarul de cicluri, unde  $\sigma_T$  varful de tensiune la tracțiune iar  $\sigma_C$  la compresiune.

Daca se neglijeaza întarirea care se produce între ciclul 2 și 3 al testelor, care apare datorita scurtării initiale a epruvetelor, se poate trage concluzia ca comportarea este similara la toate încercările: după o perioada de stabilitate, se observa o înmuiera ciclica care duce la ruperea probei. Durata perioadei de stabilitate și rata înmuierii ciclice depind de condițiile de

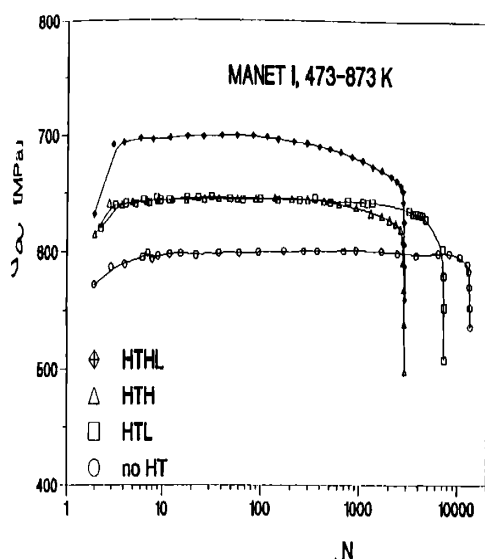


Fig.5.4.20

menținere. La testele cu perioade de menținere se produc la început domenii ale tensiunii mai mari decât la celelalte. Aceasta se explica prin încărcarea suplimentară aplicată de capetele mașinii datorită încălzirii lor ulterioare (la testele cu HTH), răcirii lor (la testele cu HTL) sau ambelor (în testele HTHL), după ce temperatura la timpul de menținere a fost atinsă de probă. Comparând diferențele între domeniile de tensiuni de pe figura, este evident că pe porțiunea de stabilitate a curbelor, tensiunea adițională maximă aplicată în timpul de menținere este, în valoare

absolută, similară pentru ambele tipuri de teste (HTH și HTL). Aceasta este adevărat și pentru testele HTHL, a căror diferență a nivelului de tensiuni este dubla față de cea observată în testele HTH sau HTL. Aceasta demonstrează că comportarea mecanică a materialului în timpul perioadei de menținere este independentă de temperatura și de semnul tensiunii la începutul testului. Toate perioadele de menținere influențează comportarea materialului conducând la o înmuiere pronunțată și reducând numărul de cicluri la rupere,  $N_f$ . Cea mai distructivă influență o au condițiile de testare HTH, care produc o înmuiere mai pronunțată și scăderea duratei de viață a materialului.

c). Studiu comparativ al comportării termomecanice a oțelurilor 12H1MF și X20CrMoV121

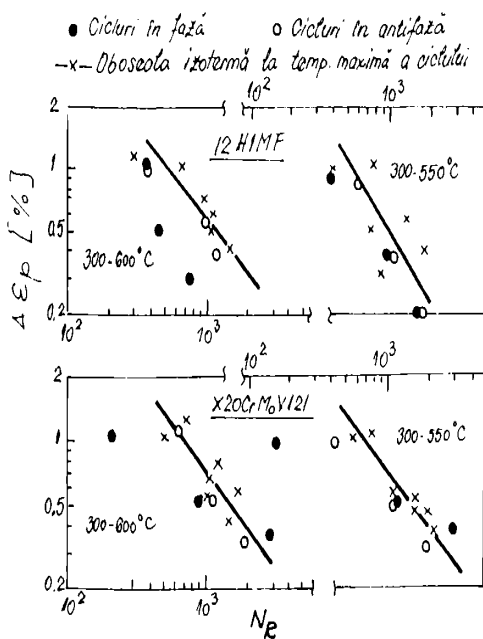


Fig.5.4.21

Asupra celor 2 materiale s-a făcut un studiu de oboseala termomecanică prin teste izoterme la temperatura maximă a ciclului și prin teste anizoterme, în fază și antifază. Compararea rezultatelor pentru amplitudinile deformației plastice funcție de timpul de rupere, obținute în aceste 3 tipuri de teste se poate urmări în Fig.5.4.21 a, b (specificația simbolurilor folosite este dată pe figura). Domeniul de temperaturi luat în studiu este 300- 600 C și 300-550 C.

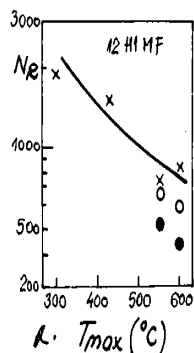
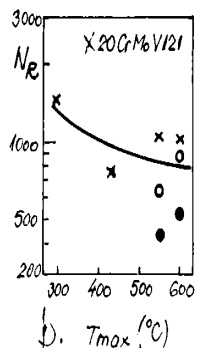
A.  $T_{max} (^{\circ}C)$ D.  $T_{max} (^{\circ}C)$ 

Fig.5.4.22

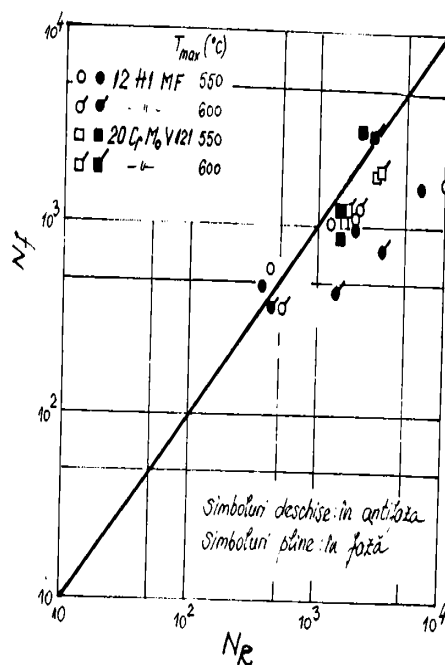


Fig.5.4.23

Dependența numărului de cicluri până la rupere de temperatura maxima a ciclului termic este data în Fig.5.4.22, pentru temperatura minima a ciclului (sau temperatura izoterma)- 300 C, viteza de încărcare 5 C/min și amplitudinea deformației plastice 0,7 %. Cu cercuri pline, respectiv goale se prezintă rezultatele încercării anizoterme, iar cu cruciulițe, cele ale testului izoterm. Se observa ca rezistența la rupere cea mai mare este se produce în cazul încărcării izoterme, iar cea mai mica în cazul încărcării anizoterme în faza.

O alta comparație a rezultatelor este data în Fig.5.4.23: la temperatura minima a ciclului (300 C), amplitudinea deformației plastice 0,7 % și viteza de creștere a temperaturii 5 C/min, se prezintă dependența:  $N_f$  (numărul de cicluri până la rupere în cazul anizoterm) funcție de  $N_R$  (numărul de cicluri până la rupere la temperatura maxima a ciclului), la diferite temperaturi maxime ale ciclurilor. Si din aceasta reprezentare, se constata ca rezistența la oboseala ciclica termica este mai mica decât cea izoterma.

#### d) oțelul 9CrMo

Curbele de histererez obținute la solicitarea de întinere- compresiune ciclica efectuate cu viteza  $\dot{\epsilon} = 10^{-4}/s$  și  $\Delta\epsilon_f = 0,95\%$  au alura din Fig.5.4.24. Se poate observa ca limita de curgere la prima încărcare este ridicata, după atingerea careia urmeaza o înmuiere ciclica graduala (amplitudinea tensiunii descrește cu numărul de cicluri). Alura curbei de histererez după primul, al 100-lea și al 1000-lea ciclu este prezentata în aceeași figura. Pentru  $\dot{\theta} = 550$  C, se prezintă influența vitezei de încărcare (autorul nu precizeaza pentru al câtelea ciclu este facuta comparația). Se poate observa însa ca amplitudinea tensiunii crește cu viteza de deformare.

Pentru a sublinia înmuierea ciclica, în Fig.5.4.25 se prezintă corelarea dintre amplitudinea tensiunii și a deformației pentru un numar constant de cicluri (1, 10, 100, 1000). Datorita înmuierii ciclice curbele care se obțin la creșterea numărului de cicluri sunt tot mai joase, iar amplitudinea tensiunii scade cu creșterea amplitudinii deformației ciclice.

Reprezentarea din Fig.5.4.25, c și d, unde  $N_f$  este numărul de cicluri până la rupere, este mai ușor de urmărit și folosit pentru analiza. Se vede ca curba de 5 % din rezistența la oboseala ( $N_f/20$ ) este sub curba primului ciclu, iar curba corespunzatoare jumătății din durata

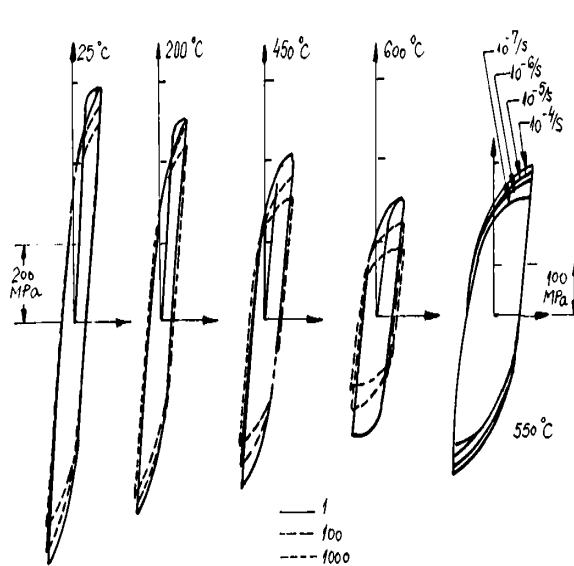


Fig.5.4.24

de viața ( $N_f/2$ ), este și mai joasă. Întărirea corespunzătoare unei curbe de histereza se poate exprima cel mai simplu sub forma unei funcții de putere, care leagă tensiunea și deformația plastică astfel:

$$\sigma = A \cdot \epsilon_p^m \quad (5.4.9)$$

unde  $\sigma$  este tensiunea (de întindere) [MPa], iar  $\epsilon_p$  [%] reprezintă distanța dintre punctul de pe curbă și dreapta dată de porțiunea

elastica, considerată plasată în punctul  $\sigma=0$ . Constantele A și m variază cu temperatura, cu viteza de deformare și cu numărul de cicluri. Determinarea acestora pentru a se suprapune cât mai bine pe curbele experimentale (la amplitudinea deformației plastice  $\Delta \epsilon_p = 0,4\%$  și viteză  $10^{-4}/s$ ) a condus la valorile prezentate în Tabelul 9.4.5.

Tabelul 5.4.5

T [C]	25	200	300	400	500	600
A	740	650	580	520	450	260
m	0.37	0.35	0.33	0.32	0.28	0.24

Datele obținute la testele de oboseală oligociclică au fost utilizate pentru a determina, prin procedura de potrivire a curbei, constantele din relația propusă de [De11]. Aceasta se poate aplica pentru diferite temperaturi (T), domenii de deformare plastică ( $\Delta \epsilon_p$ ) și viteze de deformare totală  $\epsilon_t$ :

$$\frac{1}{N_R} = \left(\frac{1}{\epsilon_t}\right)^{0,0314} \left(\frac{\Delta \epsilon_p}{249,1}\right)^{0,749} \left[1 + 11,2 \cdot \exp\left(\frac{-7,7}{RT}\right)\right] \quad (5.4.10)$$

e) oțelul SUS 304

Unele preocupări ale autoarei [Bj11],[Bj12],[Du1] s-au îndreptat spre exprimare analitică a comportării ciclice ale acestui oțel cu conținut austenitic cu largi utilizări în centralele nucleare.

Pentru exprimarea comportării ciclice a materialului s-a ales modelul Ishikawa [Is2], iar programul de calcul a fost făcut în Turbo-Pascal 7.0. Cum este conceput acest program se poate urmări în Anexa, în listingul L5.1. Programul poate simula întărirea ciclică a materialului și poate arăta optional deplasarea centrelor suprafețelor succesive de curgere, evoluția acestora putând fi urmărită simultan. Un exemplu este prezentat în Fig.5.4.25 unde se arată imaginea de pe monitor în timpul rularii programului, când se cere (în mod interactiv, după cum se vede în colțul din stânga al imaginii) decizia de a trasa linia centrelor în timpul deplasării suprafeței de curgere.

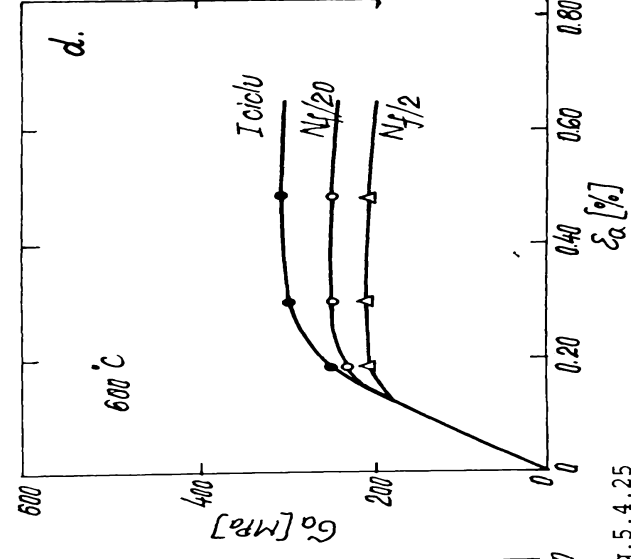
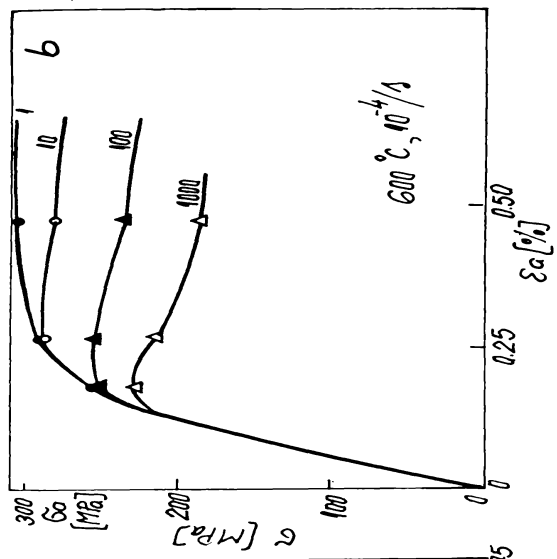
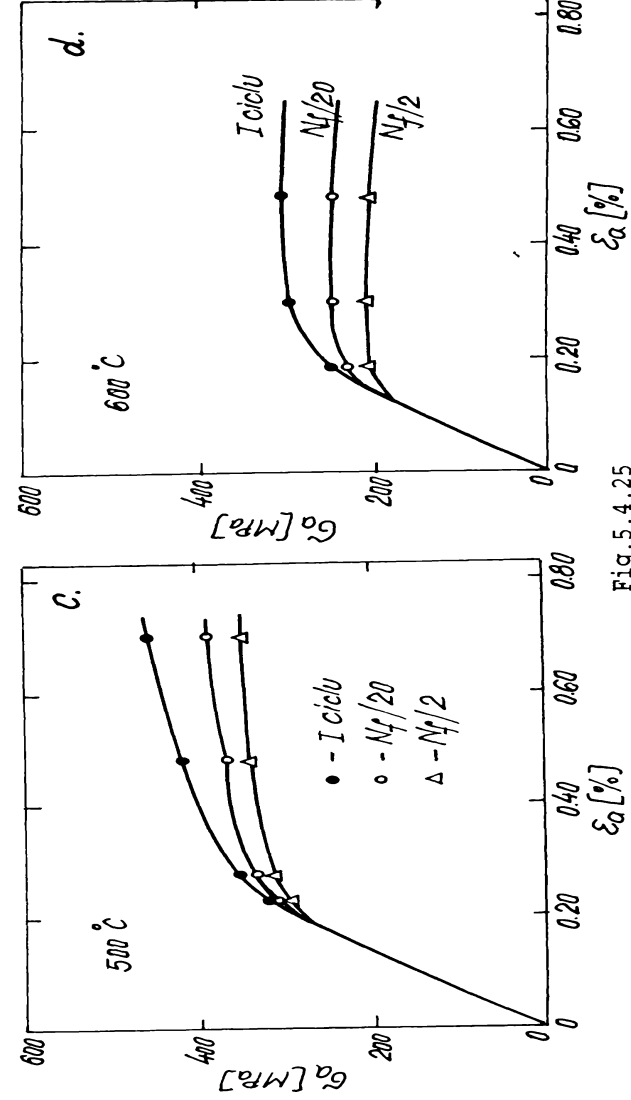
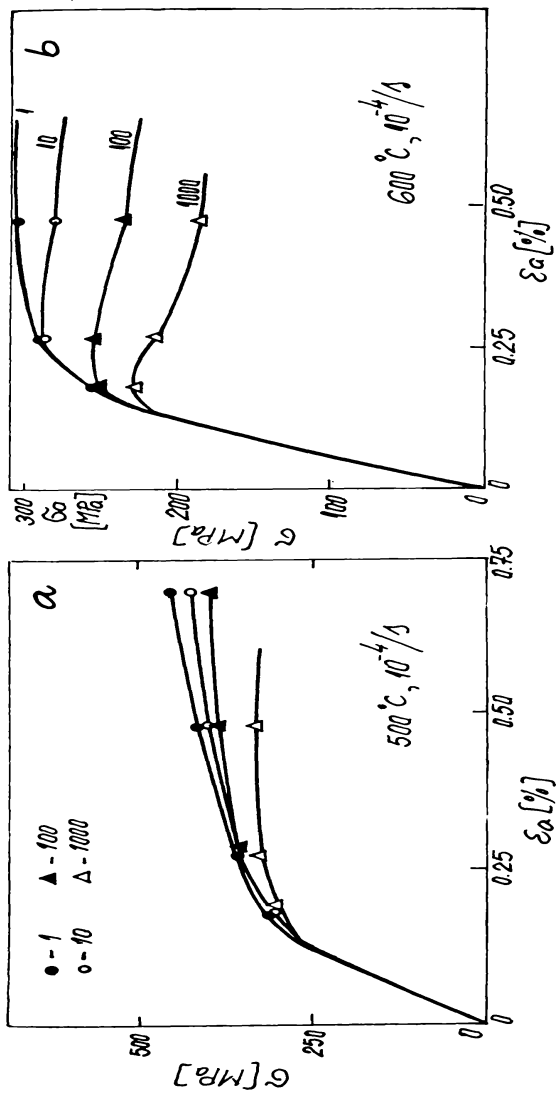


Fig.5.4.25

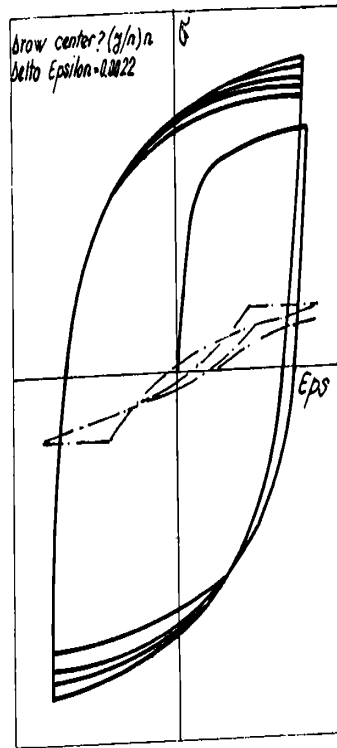


Fig.5.4.26

### 5.5 Relații pentru determinarea duratei de viață în cazul obosealii oligociclice

Pentru determinarea numărului de cicluri până la rupere,  $N_R$ , în cazul obosealii oligociclice izoterme, există mai multe relații de calcul, stabilite de diferiți cercetători. În continuare, se prezintă unele dintre acestea:

$$\text{- Manson-Cofin: } \frac{1}{N_R} = C_0 \cdot \Delta \epsilon_p^n \quad (5.4.12)$$

unde  $\epsilon_p$  este deformația plastică, iar  $C_0$  și  $n$  pot varia cu temperatura.

$$\text{- Taira [Ta5]: } \frac{1}{N_R} = C_1 \lambda(T) \cdot \Delta \epsilon_p^n \quad (5.4.13)$$

unde  $\lambda(T)$  este un factor de degradare

- Udoguchi și Wada [Ud1]:

$$\frac{1}{N_R} = C_2 \cdot \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \Delta \epsilon_p^n \quad (5.4.14)$$

$$\text{- Coffin [Co4]: } \frac{1}{N_R} = \frac{1}{C_4} \left(\frac{1}{\nu} + t_h\right)^{1-k} \cdot \Delta \epsilon_p^n \quad (5.4.15)$$

unde  $\nu$  reprezintă frecvența iar  $t_h$  timpul de menținere.

$$\text{- Antolovich et al [An3]: } \frac{1}{N_R} = C_3 \left(\frac{1}{\nu} + t_h\right) \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \cdot \Delta \epsilon_p^{8n} \quad (5.4.16)$$

unde  $8n$  este exponentul întăririi ciclice.

$$\text{- Hong și Rie: } \frac{1}{N_R} = C_5 \left[ \frac{\exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \int_0^{t_h} \sigma(t) dt}{T} \right]^{2/5} \cdot \Delta \epsilon_p^{3/5} \quad (5.4.17)$$

$$\text{- Delobelle [De11]: } \frac{1}{N_R} = \left(\frac{1}{\dot{\epsilon}_i}\right)^c \left(\frac{\Delta \epsilon_p}{C}\right)^{\frac{1}{b}} \left[1 + A \Delta \epsilon_p \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)\right] \quad (5.4.18)$$

$$\text{- Delobelle [De12]: } \frac{1}{N_R} = A_1 \cdot \Delta \epsilon_p^{b_1} \cdot \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) + A_2 \cdot \Delta \epsilon_p^{b_2} \quad (5.4.19)$$

în care  $A_i$  și  $b_i$  ( $i=1,2$ ),  $C$  și  $A$  sunt coeficienți de material, iar  $e$ ,  $Q$ ,  $R$  și  $T$  au semnificații cunoscute.

În unele din aceste relații sunt introdusi și timpii de menținere (5.4.15), (5.4.16), (5.4.17) pentru a introduce în evoluția degradării și componenta de fluaj și relaxare.

CAPITOLUL 6

STABILIREA DURATEI DE VIATA A COMPONENTELOR SOLICITATE  
CICLIC IN CONDITII DE FLUAJ

6.1 Cercetari experimentale

Structurile din oțeluri termorezistente care lucreaza la temperaturi ridicate au condiții de operare care se modifica destul de frecvent. Schimbarile de sarcina din centralele termoelectrice duc la distribuții de temperatura tranzitorii și astfel partea structurii expusa contactului cu agentul termic poate suferi deformații ciclice importante; în afara de oboseala, mai are loc și fenomenul de fluaj, mai ales în perioadele de relaxare care se produc în timpul menținerii la temperatura constanta.

O cercetare importanta, dar greu de realizat în condiții de laborator este determinarea raspunsului materialului în cazul interacțiunii între fluaj și oboseala.

Pentru a simula comportarea în serviciu a unei anumite componente care este supusa la fluaj și oboseala, la testele cu controlul deformației, se pot programa urmatoarele tipuri de cicluri (Fig.6.1.1): cu menținerea constanta a deformației la tensiunea maxima de întindere (a), la tensiunea maxima la compresiune (b), cu menținerea constanta a tensiunii de întindere (c) sau a celei de compresiune (d).

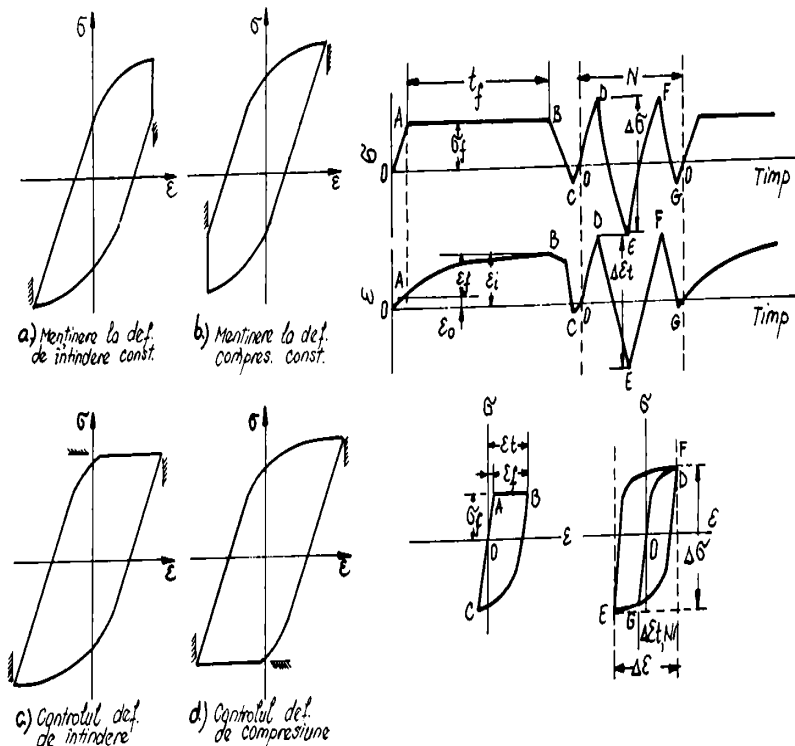


Fig.6.1.1

Fig.6.1.2

a) oțelurile 1CrMoV și X20CrMoV121

Un exemplu de program de încărcare se poate urmări în Fig.6.1.2. În acest program ciclic, o parte a încărcării este cu controlul tensiunii, în care se produce fluajul (porțiunea OABCD), iar restul de cicluri se fac cu controlul deformației, când se produce oboseala



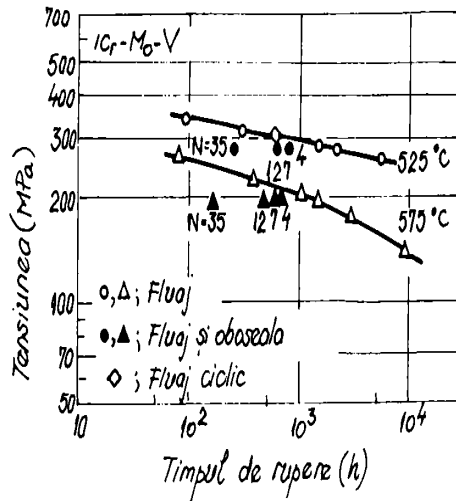


Fig.6.1.3

(porțiunea ODEFG), așa cum se vede în primele 2 reprezentari din figura [Kyl]. Raspunsul ciclic al materialului este dat în partea de jos a figurii, prin marimile  $e_0, e_c, e_1, \sigma_1$  (la fluaj) și  $\Delta\sigma, \Delta e_1, \Delta e_{1,N}$  (la oboseala).

În Fig.6.1.3 sunt prezentate rezultatele unui asemenea test, și anume: tensiunea funcție de timpul până la rupere, pentru număr dilerit de cicluri (4, 7, 12, 35) și la 2 temperaturi, 525 și 575 C. Pentru comparație sunt date și punctele care corespund timpului de rupere pentru situația când se aplică doar ciluri de

fluaj static sau fluaj ciclic. Se vede ca la ambele temperaturi, curbele de solicitare combinata se gasesc sub curbele de fluaj, deci pentru aceeași tensiune corespunde un timp de rupere mai mic pentru solicitarea combinata de fluaj și oboseala.

Pentru simularea comportarii în condiții de serviciu a diferitelor structuri, epruvetele pot fi solicitate la cicluri de forma celor din Fig.6.1.4, de tipul 1, 2 și 3. În cele de tipul 3 a, numite "de serviciu", perioada unui ciclu ( $t_p$ ) are componentele: o menținere la deformație de compresiune (1), care simuleaza condiția de pornire a componentei, o perioada de menținere la deformație nula (2), corespunzatoare condițiilor de funcționare la sarcina constanta, o perioada de menținere la tensiunea de întindere (3), care se refera la condițiile de oprire și o perioada de staționare (4).

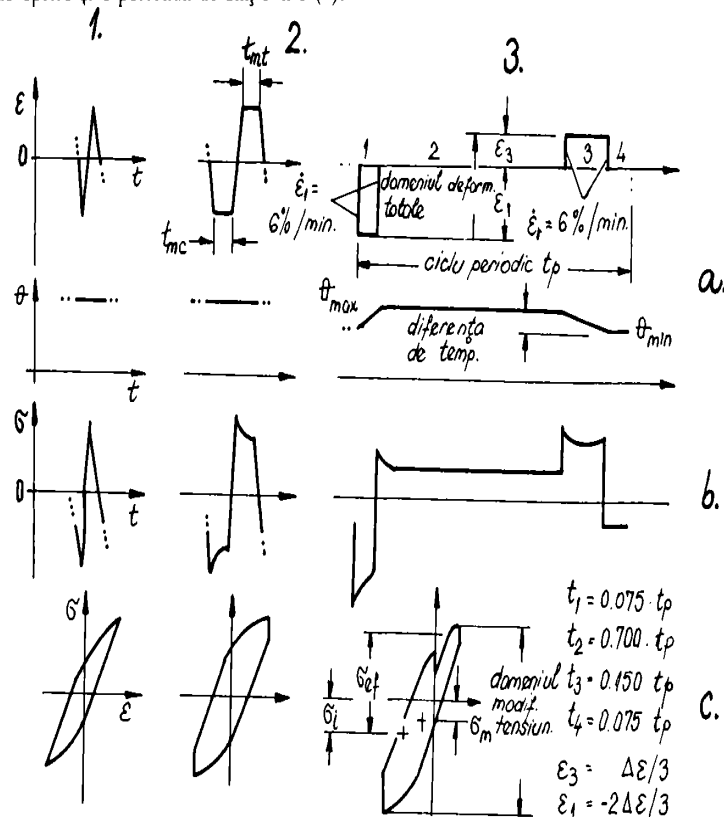


Fig.6.1.4

La un asemenea ciclu de deformare impus tensiunile care se produc au aspectul din Fig.6.1.4, 3-b, iar dependența tensiune-deformație are forma din Fig.6.1.4, 3-c.

Un studiu experimental cu un asemenea program de încărcare este prezentat în [Gr2], care se refera la oțelurile 1CrMoV (la 525 C) și X20CrMoV121 (la 550 C). În acest studiu s-au utilizat 3 tipuri de teste: anizoterme (temperatura este modificata în timpul ciclului), izoterme și cele de tip "pachet", așa cum se prezintă în Fig.6.1.5, unde se vede variația impusa temperaturii și deformației, precum și tensiunea care rezulta în aceste condiții.

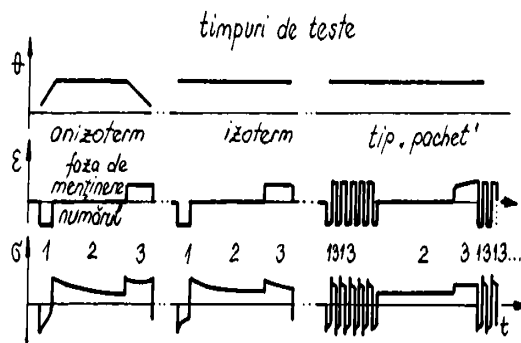


Fig.6.1.5

Numarul de cicluri până la cedare,  $N_f$ , a fost definit cel corespunzator scaderii cu 1,5% a amplitudinii tensiunii față de variația sa liniara, ceea ce corespunde apariției unei fisuri de 0,5-1 mm. Viteza de deformare între perioadele de menținere este de 6%/min.

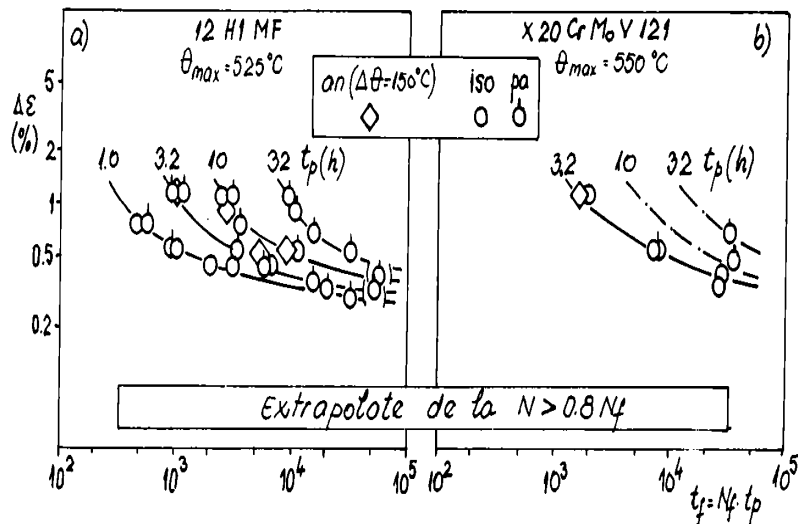


Fig.6.1.6

În testele izoterme de tip pachet (pa), cel mai lung timp de rupere:  $t_f = N_f t_p = 45000$  h s-a obținut pentru oțelul 1CrMoV la 525 C și  $t_f = 32000$  h pentru oțelul 20CrMoV121 la 550 C (Fig.6.1.6, a și b). În aceste teste, perioada ciclului  $t_p$  considerata a fost: 1h, 3,2h, 10h și 32h.

Testele anizoterme (an) cu diferența de temperatură  $\Delta\theta = 150$  C au fost executate cu compensarea deformației termice și au durat până la 8000 h. Numarul de cicluri până la cedare a fost doar cu puțin mai mare decât la cele izoterme (izo) comparabile (Fig.6.1.6, a).

Ciclurile tip "pachet" le pot înlocui pe cele izoterme sau anizoterme "de serviciu" pe termen lung (numarul de cicluri,  $n$ , este mare). Ele consta în cicluri de deformare scurte înserate periodic între cele de fluaj (Fig.6.1.7).

Deformația ciclica se poate exprima pe baza noțiunii de tensiune efectivă  $\sigma_{ef}$ , care guvernează atât legile plasticității cât și ale fluajului [Gr3]. Tensiunea efectivă reprezintă diferența între tensiunea măsurată și o tensiune "interna",  $\sigma_i$ , pentru care se accepta de obicei valoarea  $\sigma_m$  (Fig.6.1.4,3-c). Aceasta este situată în mijlocul curbei de histerezis fictive care ar rezulta dacă nu ar exista timp de menținere și care se suprapune (o închide) pe cea reală.

Pentru analiza duratei de viață în cazul interacțiunii fluaj-oseala prin teste cu cicluri "de serviciu", în [Gr3] a fost dezvoltata o metoda speciala care combina regula lui Miner de

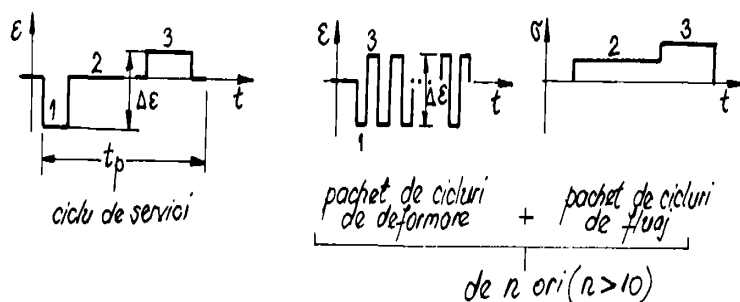


Fig.6.1.7

cumulare a degradarilor cu regula acumulării fracțiunii de viață la fluaj. Rezultatul calculului cu această metodă pentru teste cu cicluri "de serviciu" a prezentat o bandă de dispersie a destul de mică, cu o durată medie de viață la fluaj-oboșeală  $\approx 1$ . Astfel, la o analiză pe termen lung (la centrale termoelectrice cam 200000 h), aplicarea metodei [Gr3] este oportuna și justificată.

În afara tipului de cicluri "de serviciu" în programul de testare au fost utilizate și cicluri "în 3 stadii", care simulează o combinație tipică de variație a temperaturii în funcționarea unei centrale termoelectrice: pornirea la rece (R), mai multe porniri la cald (C) și la fierbinte (F), cu frecvența indicată în Fig.6.1.8. Un asemenea ciclu de variație a temperaturii poate fi simulat utilizând ciclurile de deformare care sunt prezentate în josul figurii.

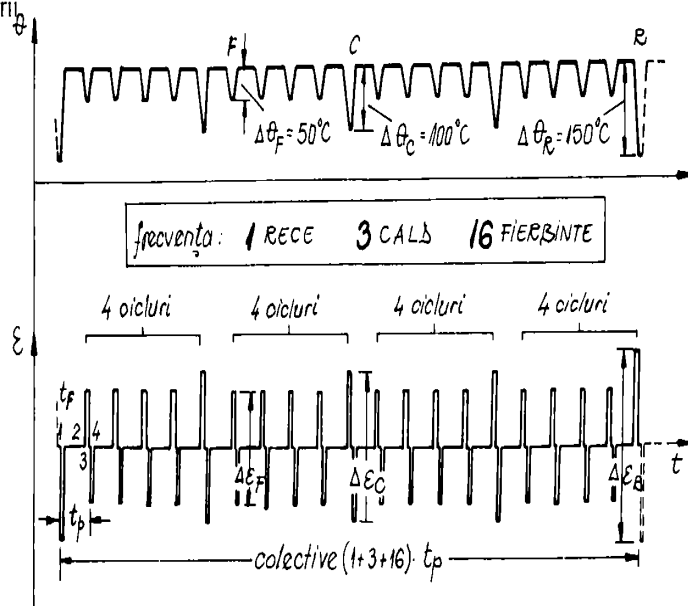


Fig.6.1.8

Rezultatele obținute din ciclurile cu 3 stadii privitoare la durata de viață sunt foarte apropiate de cele obținute prin ciclurile "de serviciu" de 1 stadiu. Aceste cicluri de deformare se pot executa ca și cele izoterme de tip pachet, menționate mai sus.

#### b) oțelul 9CrMo

Un studiu al interacțiunii fluaj-oboșeală pe acest oțel este prezentat în [Sw1].

În cazul unei solicitări de fluaj static, la tensiunea de 276 MPa, ruperea s-a produs după 10<sup>5</sup> h (Fig.6.1.9, curba cea mai joasă).

Într-un alt test, asupra probei supuse la fluaj, s-au aplicat câteva reversări de tensiune,

de la valoarea de 276 MPa la valoarea -276 MPa, cu o frecvența de 12 cicluri/h ( $3,3 \cdot 10^{-3}$  Hz),

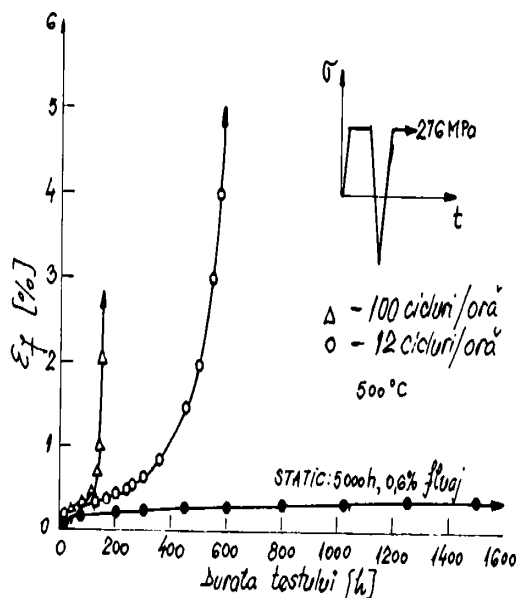


Fig.6.1.9

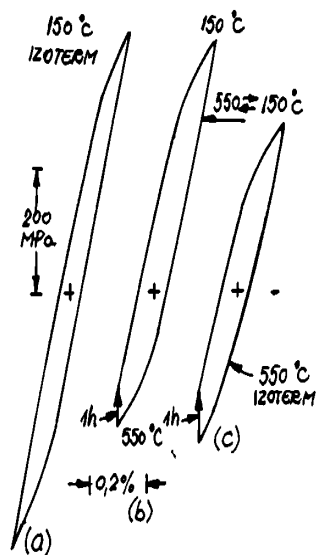


Fig.6.1.10

presupunând și o menținere de 10s la tensiunea maxima pozitiva. In timpul reversarii, bucla de histerezis a prezentat o deformație inelastica mai mica de  $10^{-5}$ . Viteza fluajului primar dupa reversare a fost mai mare decât cea a fluajului monoton (pentru aceeași tensiune de fluaj), bucla de histerezis s-a largit, viteza de fluaj s-a accelerat și ruperea s-a produs dupa 600 h (curba medie din Fig.6.1.9).

Intr-un al treilea test, frecvența ciclurilor a fost crescuta la 100 cicluri/h ( $2,8 \cdot 10^{-2}$  Hz). In aceste condiții fluajul a fost mai rapid dar ruperea s-a produs prin oboseala dupa 145 h.

Un al patrulea test a fost conceput cu 1 ciclu/h, dar a fost întrerupt dat fiind ca dupa câteva sute de ore nu s-a observat nici o accelerare a vitezei de fluaj.

Comportarea ciclica izoterma și anizoterma este prezentata în Fig.6.1.10. O bucla de histerezis, obținuta la 150 C, cu amplitudinea deformației plastice 0,4 % este prezentata în Fig.6.1.10 (stânga). Bucla din dreapta figurii este obținuta la 550 C, cu amplitudinea deformației plastice 0,4 %, dar introducând o perioada de menținere (relaxare) de 1 h la amplitudinea maxima a tensiunii de compresiune.

Intre aceste doua reprezentari se găsește curba din mijloc, care corespunde unui test cu modificarea temperaturii de la 150 C (partea de întindere a buclei), la 550 C (ramura de compresiune), cu o perioada de menținere de 1 ora la deformația maxima de compresiune. Se constata în acest caz ca se produce o tensiune medie  $> 0$ , de valoare destul de mare.

Rezultatele unui test de oboseala termomecanica-fluaj sunt prezentate în Fig.6.1.11. In cadrul testului proba a fost menținuta la o lungime constanta în timp ce temperatura ei a fost modificata între 550 și 150 C, cu o perioada de menținere de 600 s [Sw1]. In figura se prezinta și variația tensiunii funcție de componenta termica a deformației pentru primul ciclu. Alaturi, este prezentata variația temperaturii în timp după 300 de cicluri, când se introduce o menținere de 12 h la temperatura de 550 C a fiecarui ciclu.

Si în acest caz se observa apariția unei tensiuni medii a ciclului pozitiva (care se produce la racire). Amplitudinea tensiunii la oboseala termica (reprezentata prin cerculețe) este aproximativ aceeași cu cea obținuta la cicluri mecanice, izoterme (cerculețe pline), cu aceeași amplitudine a deformației. Se constata ca perioada de relaxare de 12 h apropie maximul tensiunii de compresiune de zero, în timp ce maximul de întindere ramâne neschimbat.

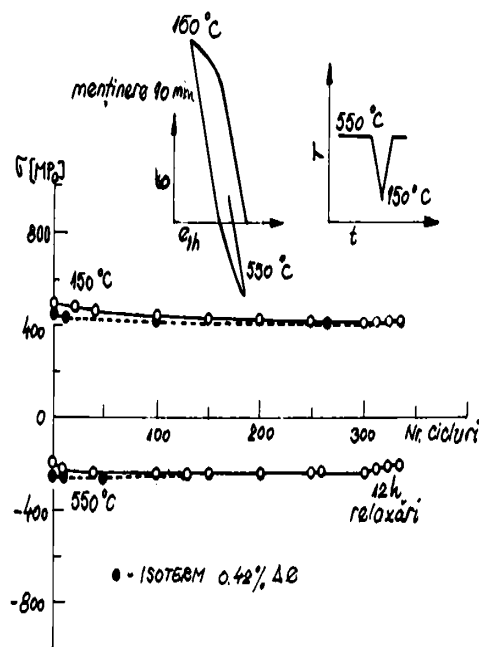


Fig. 6.1.11

Durata de serviciu a unei componente este divizată de obicei în inițierea fisurii și propagarea fisurii. Prin inițierea fisurii se înțelege perioada de funcționare în care fisura crește până ajunge la dimensiuni semnificative din punct de vedere al comportării materialului ca un mediu continuu. Dezvoltarea ulterioară face obiectul mecanicii ruperii.

În general, pentru exprimarea cea mai simplă se consideră, în mod artificial, că deformarea totală se poate împărți în componentele:

$$\epsilon = \epsilon_e + \epsilon_p + \epsilon_c \quad (6.2.1)$$

Evaluarea componentelor neliniare,  $\epsilon_p$  (plastică) și  $\epsilon_c$  (de fluaj) este mai dificilă. Ambele deformări depind de istorie (de mișcarea dislocațiilor), iar legătura lor cu tensiunea se modifică în timp (întărire sau înmuiere ciclică). Curba tensiune-deformație la prima încărcare (monotonă), adesea nici nu este luată în considerare, mai ales pentru că mai toate materialele suferă modificări induse ciclic, ce conduc la anumite stabilizări elastoplastice care rămân valabile pentru aproape toată durata de funcționare; comportarea tipică la fluaj este și ea dependentă de istoria încărcării.

Degradarea prin fluaj se produce prin nuclearea, creșterea și coalescența cavitațiilor la limitele grăunților supuși la tensiuni locale de întindere, care se produc în timpul fluajului.

În general, aceste procese sunt considerate ca individuale pentru cele 3 componente ale deformației, cu expresii cinetice proprii.

În cazul abordării continue, cavitația este considerată, fără referire la vreun mecanism anume, ca un proces de degradare care este descris prin variabile interne, cu legi de evoluție adecvate. Descrierea stării interne curente a materialului prin variabile interne se face prin modele constitutive unificate, unde deformația permanentă nu mai are componenta plastică și

cea de fluaj, ci în locul lor se introduce rata deformației inelastice,  $\dot{\epsilon}^{in}$ , prin intermediul legii de curgere.

Variabilele interne, pe care le putem nota generic  $A_k$ , descriu comportarea complexă a materialului. Evoluția acestora reflectă modificarea stării interne, dată de istoria solicitării. Astfel, modificarea deformației inelastice ( $\epsilon^{in}$ ) în legea de curgere este determinată atât de tensiunea aplicată, cât și de variabilele interne,  $A_k$ .

## 6.2 Considerații asupra modelelor de degradare

Stabilirea duratei de viață (sau a durabilității) unor componente face parte din analizele de rezistență a materialelor.

În anumite condiții de funcționare, cu încărcări repetate și cu influența deformațiilor produse de temperatura ridicată, durabilitatea componentelor depinde de timp și de ciclurile de încărcare aplicate.

În ceea ce privește analiza durabilității, aceasta se face pe baza mecanicii mediului continuu, chiar dacă acest aspect prezintă anumite limite.

Durata de serviciu a unei

Formularea generală a unui model de degradare este:

$$\dot{D} = f(\sigma, D, T, A_p) \quad (6.2.2)$$

unde  $\sigma$ ,  $D$  și  $T$  reprezintă tensiunea, degradarea și respectiv temperatura.

Variabilele de degradare sunt în general considerate ca o măsură a distribuției golurilor și microfisurilor în microstructura deteriorată, și sunt încorporate într-un număr de ecuații constitutive ca variabile interne ce reprezintă întărirea cinematică și izotropică. În general, aceste variabile interne nu pot fi identificate experimental.

Printre modelele care includ un termen pentru degradare sunt cele ale lui Chaboche [Ch6], Bodner-Partom [Bo3], Bodner [Bo2], Leckie-Hayhurst [Le1].

La o anumită temperatură, ecuația pentru evoluția degradării izotropice  $\omega$  este de forma următoare [Ch14]:

$$\dot{\omega} = C_0 f_1(\omega) f_2(\sigma) \quad (6.2.3)$$

unde  $\omega$  este rata degradării în timp,  $C_0$  este o constantă de material,  $f_1(\omega)$  este o funcție de degradare și  $f_2(\sigma)$  este o funcție de tensiune. În Tabelul 6.2.1 se prezintă funcțiile  $f_1(\omega)$  și  $f_2(\sigma)$  propuse de câțiva cercetători.

Tabelul 6.2.1

Model	$f_1(\omega)$	$f_2(\sigma)$	Rupere fluaj
Rabotnov-Kachanov	$(1-\omega)^{-\eta}$	$\sigma^v$	$t_R \sigma^v = C_1$
Leckie & Hayhurst	$(1-\omega)^{-\eta}$	$\sigma^v$	$t_R \sigma^v = C_1$
Chaboche	$(1-\omega)^{-\eta(\sigma)}$	$\sigma^v$	$t_R \sigma^v = C_1$
Bodner	$[\ln(1/\omega)]^\eta \cdot \omega$	$\sigma^v$	$t_R \sigma^v = C_1$
Cocks & Ashby	$\frac{1-(1-\omega)^{\eta+1}}{(1-\omega)^\eta}$	$\sigma^v$	$t_R \sigma^v = C_1$
		$\sigma$	$t_R \sigma^v = C_1$
	$\omega^{-1/2} [\ln(1/\omega)]^{-1}$		

Din analiza datelor rezulta că în ceea ce privește funcția  $f_1(\omega)$  există diferențe considerabile, dar cu toate acestea expresia duratei de rupere la fluaj este similară. Marimile  $v$  și  $\eta$  depind de material. Variațiile funcțiilor  $f_1(\omega)$  pot fi urmărite în Fig. 6.2.1, pentru  $\eta = 0,3$ .

#### a) Analiza degradării cu modelul Bodner

În acest model, evoluția izotropă a degradării este dată de relația:

$$\dot{\omega} = \frac{p}{H} \left[ \ln \frac{1}{\omega} \right]^{p+1} \omega \cdot \dot{Q} \quad (6.2.4)$$

unde  $p$  și  $H$  sunt constante de material, iar  $Q$  este termenul:

$$\dot{Q} = f_2(\sigma_e) = (\alpha \sigma_{\max}^* + \beta \sqrt{3J_2} + \gamma I_1^*) \quad (6.2.5)$$

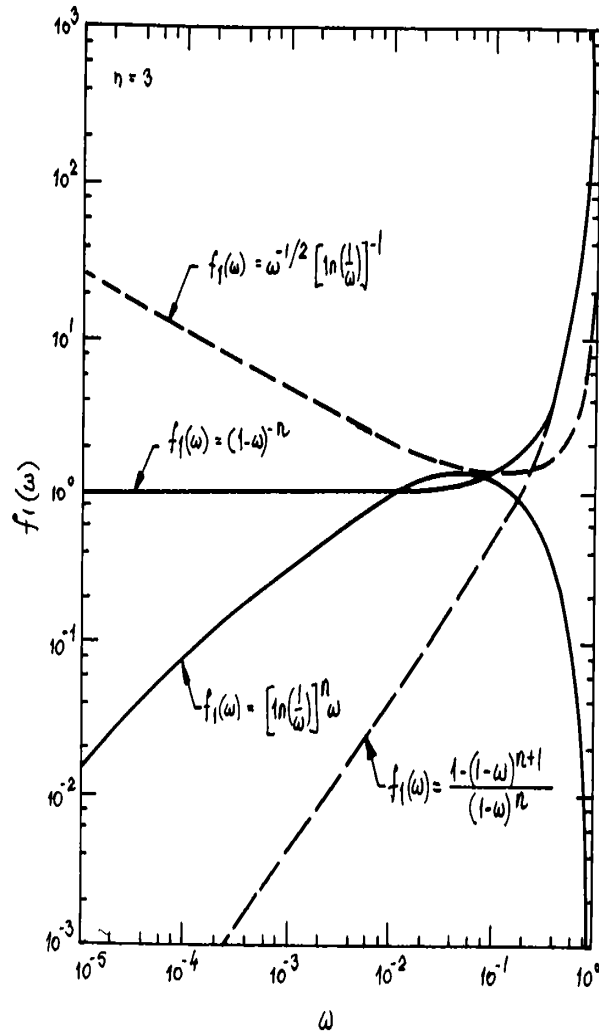


Fig.6.2.1

Relația a fost propusă de [Le1], pentru creșterea degradării în cazul stării de tensiune multiaxiale. Aici  $\sigma_e$  este tensiunea echivalentă pentru starea multiaxială,  $\sigma_{\max}^+$  reprezintă tensiunea principală maximă,  $J_2$  este al doilea invariant al deviatorului tensiunilor,  $I_1^+$  reprezintă primul invariant al tensiunii (semnul + arată tensiunea de întindere),  $\alpha$ ,  $\beta$  și  $\gamma$  sunt constante de material care îndeplinesc condiția:  $\alpha + \beta + \gamma = 1$ . Pentru încărcare la tensiune constantă, relația (6.2.4) se poate integra și rezulta:

$$\omega = \exp\left[-\left(\frac{H}{Q}\right)^p\right] \quad (6.2.6)$$

unde:

$$Q = \int_0^t f_2(\sigma_e) dt = f_2(\sigma_e) t \quad (6.2.7)$$

iar  $f_2(\sigma_e) = \sigma_e^n$ , conform Tabelului 6.2.1. În concordanță cu (6.2.6), la valori mici ale tensiunii (care intervin prin mărirea  $Q$ ), se produc valori mici ale degradării, până la atingerea unui anumit prag, după care degradarea crește cu o viteză dirijată de parametrul  $p$ .

#### b) Analiza degradării cu modelul Chaboche

Se consideră o degradare izotropă datorită fluajului caracterizată prin parametrul scalar

D. În acest caz, tensorul tensiunii efective  $\tilde{\sigma}$  este legat de tensorul Cauchy prin relația dată

de Kachanov: 
$$\dot{\sigma} = \frac{\sigma}{1-D} \quad (6.2.8)$$

În continuare, introducerea degradării în formularea matematică (vâscoplastică) se poate face la mai multe moduri:

b1) nu există cuplaj între comportarea elastoplastică și degradare; la sfârșitul fiecărui pas de calcul, se folosește valoarea lui  $\sigma$  pentru a se calcula valoarea lui  $D$ , dar  $D$  nu afectează tensiunea;

b2) cuplarea este realizată exclusiv pe comportarea vâscoplastică, comportarea elastică a structurii nu este afectată de  $D$ ;

b3) identic cu b2), însă când  $D$  atinge valoarea critică  $D_{cr}$ , modulul de elasticitate trebuie să scadă la zero.

b4) cuplaj total între elasto-vâsco-plasticitate și degradare; constantele elastice ale structurii scad permanent spre zero pe măsura ce crește degradarea.

Ecuțiile modelului pentru cazul b4) devin:

- comportarea elastică (legea lui Hooke):

$$\epsilon_e = \frac{1+\nu}{E(1-D)}\sigma - \frac{\nu}{E(1-D)}\text{tr}(\sigma) \cdot 1 \quad (6.2.9)$$

- comportare vâscoplastică:

$$\dot{\epsilon}_p = \frac{3}{2} \dot{p} \frac{(\tilde{\sigma}' - \tilde{X})}{J(\tilde{\sigma}' - \tilde{X})} \quad (6.2.10)$$

$$\dot{p} = \left( \frac{J(\tilde{\sigma}' - \tilde{X})}{K} \right)^n \frac{1}{1-D} \quad (6.2.11)$$

$$\dot{X} = C(\alpha \dot{\epsilon}_p - \dot{X} p) \quad (6.2.12)$$

$$\dot{K} = K_v(K_s - K)D \quad (6.2.13)$$

- legea de degradare:

$$\dot{D} = \left( \frac{\Delta(\sigma)}{A} \right) \gamma (1-D)^{-k(\Delta(\sigma))} \quad (6.2.14)$$

$$\Delta(\sigma) = \alpha \sigma_{p_{max}} + 3\beta \sigma_H + (1-\alpha-\beta)J(\sigma) \quad (6.2.15)$$

$$k(\Delta(\sigma)) = k_0 + k_1 \left( \frac{\Delta(\sigma)}{100} \right) + k_2 \left( \frac{\Delta(\sigma)}{100} \right)^2 \quad (6.2.16)$$

unde:  $X$  este tensorul întăririi cinematice,  $\sigma'$  - tensorul deviator al tensiunilor,  $J()$  - tensiunea echivalentă Mises,  $\sigma_{p_{max}}$  - tensiunea principală maximă,  $\sigma_H$  - presiunea hidrostatică, iar restul reprezintă constante de material. O descriere detaliată a modelului se poate găsi în [Le4].

Aceste relații au fost deduse prin adoptarea echivalenței deformației: deformația unui material degradat este reprezentată de ecuațiile constitutive ale materialului neutilizat (fără degradare) în care tensiunea este înlocuită simplu prin tensiunea efectivă  $\tilde{\sigma}$ .

Conform unor cercetări ulterioare [Le5], conceptul echivalenței deformațiilor a fost completat, introducându-se degradarea ca o variabilă tensorială. Această modificare a fost



facuta datorita faptului ca distribuirea golurilor într-un element care se deformeaza este anizotropica și aceasta anizotropie are un rol important în comportarea materialului la încărcari neproporționale. Reprezentarea completa a comportarii mecanice se poate face printr-un tensor de rangul doi, simetric, care masoara distribuția volumelor golurilor într-un element care se deformeaza.

Pentru identificarea variabilelor interne din modelul de degradare este necesar un model de deformare. Acest lucru prezinta dezavantajul ca rezultatul depinde de capacitațile și corectitudinea ambelor modele. De aceea, s-a propus un alt model [Ak1], dezvoltat pe baza dependenței degradării de viteza deformațiilor inelastice. Aceasta este direct influențata de variabilele interne și, spre deosebire de ele, poate fi determinata experimental. Astfel, modelul modificat al lui Rabotnov este:

$$\dot{D} = g(\sigma, D, T, \dot{\epsilon}^{in}) \quad (6.2.17)$$

$$\dot{D} = \frac{\dot{\sigma} \left( \frac{\dot{\epsilon}^{in}}{\dot{\epsilon}_s^{in}} \right) [1 - (1-D)^{1+k} r^{(0, \dot{\epsilon}^{in})}]}{A \dot{\epsilon}_s^{in} (1-D)^k} \quad (6.2.18)$$

$$p = \left( 1 - \left( \frac{\dot{\epsilon}^{in}}{\dot{\epsilon}_s^{in}} \right)^{-\eta} \right) \quad (6.2.19)$$

unde:  $\dot{\epsilon}^{in}$  este viteza curenta a deformațiilor inelastice, în concordanța cu principiul echivalenței deformațiilor [Le4],  $\dot{\epsilon}_s^{in}$  este rata fluajului staționar la o tensiune egala cu tensiunea echivalenta curenta, iar A, r, k,  $\eta$  sunt parametrii de material dependenți de temperatura. Determinarea acestora este prezentata în [Ak1], unde se face și compararea rezultatelor experimentale cu cele prezise de model.

Intrucât pentru evaluarea duratei de viața se cere întreaga evoluție a tensiunilor și deformațiilor, este necesar și un model de deformare. Acesta este cuplat cu cel de degradare în concordanța cu principiul echivalenței deformațiilor echivalente.

O forma mai simpla de determinare a degradării este cea bazata pe conceptul termodinamic prin care D este o variabila interna, valabila la o anumita temperatura [P11]:

$$D = 1 - \frac{1}{1 + \frac{\sqrt{\pi} S}{L_0} \left( \frac{1}{\sqrt{1-A/S}} - 1 \right)} \quad (6.2.20)$$

unde A aria noii suprafețe libere (interioara sau exterioara), formata prin degradare, la un anumit numar de cicluri, S este aria inițiala a secțiunii transversale, iar  $L_0$  este lungimea calibrata.

### 6.3. Modele pentru evaluarea duratei de viața în cazul interacțiunii fluaj oboseala

Evaluarea anduranței conductelor când se ține seama de oboseala oligociclica și de fluaj necesita prevederea comportarii materialului în condiții de deformare- tensiune- temperatura care, de regula difera semnificativ de cele din testele din laborator în ceea ce privește multiaxialitatea și complexitatea istoriei încărcării.

În acest scop, sunt foarte utile modelele care se bazeaza pe interacțiunea fluaj- oboseala [Be4]. Dintre acestea se menționeaza 3 modele mai cunoscute: modelul degradării continue (CDM), abordarea prin rate a degradării (DRA) și metoda însumarilor fracțiunilor de timp și de ciclu (TCFS). Modelele CDM și DRA sunt bazate pe tensiuni, respectiv deformații, și se pot aplica pentru istorii de încărcare multiaxiale. Al treilea model este utilizat în codul ASME-

N47 (SUA) și RCC- MR (Franța).

a) Metoda TCFS, propusa inițial de Taira [Ta3], se bazează pe cumularea liniară a degradărilor:

$$D = D_f + D_c = \sum \frac{N_i}{N_A} + \int \frac{dt}{t_f} \quad (6.3.1)$$

unde D are valori cuprinse între 0,6 și 1, funcție de raportul între  $D_f/D_c$  ( $F$ - se referă la oboseala iar  $C$ - la fluaj,  $N_i$ - numărul de cicluri,  $N_A$ - numărul de cicluri de oboseala pură,  $t_f$ - timpul de rupere la fluaj pur).

Un exemplu de aplicare a metodei se poate găsi în [Gr3], unde pentru tipul de cicluri "de serviciu" prezentate în paragraful 6.1.a, durata de viață la solicitarea de oboseala- fluaj a fost calculată cu relația:

$$\sum \frac{N}{N_0} + \sum \frac{t}{t_0} = D \quad (6.3.1')$$

Tinând cont de acumularea degradării prin fluaj, numărul de cicluri până la cedare,  $N_0$  a fost luat cel pentru teste standard cu timpi de menținere mici (Fig.6.1.4-2), dar valoarea lui  $N_0$  a fost translatată datorită interacțiunii fluaj- oboseala funcție de ciclurile anterioare "de serviciu" aplicate. S-a considerat și influența tensiunii medii  $\sigma_m$  asupra lui  $N_0$  prin aplicarea parametrului  $P_{SWT}$ , prezentat la Capitolul 5. Pentru evaluarea duratei de viață la fluaj, timpul până la rupere  $t_0$  s-a considerat pentru tensiunea efectivă, iar înmuiera ciclica a fost luată în considerare tot prin translatarea lui  $t_0$  ca urmare a ciclurilor "de serviciu" aplicate. Valoarea lui D pentru ciclurile cu un stagiul a fost aproximativ 1 (cu o bandă mică de dispersie).

b) Metoda CDM presupune ca parametrul macroscopic D poate include întreaga degradare (componentele  $D_f$  și  $D_c$ ). Creșterea degradării  $dD$  este dată de relația:

$$dD = d[D_c(D, A_c, r, k, \sigma_c)] + d[D_f(D, \beta, M_0, a, b, \sigma_1, \sigma_u, \bar{\sigma})] \quad (6.3.2)$$

Cedarea se produce pentru  $D = 1$  ( $D = 0$  pentru materialul virgin).

În relația de mai sus,  $A_c, r, k, M_0, a, b, \sigma_1$ , și  $\sigma_u$  sunt parametrii de material, funcție de temperatura, iar  $\sigma_c$  este o tensiune echivalentă de fluaj [Ha8]. Modelul are o versiune care include evoluția degradării anizotrope.

c) Modelul DRA a fost propus în 1970 și extins apoi pentru interacțiunea fluaj- oboseala și tensiuni multiaxiale [Ch15]. Evoluția degradării este modelată prin creșterea fisurilor de oboseala existente anterior și devreme nucleate și a cavităților de fluaj, de la starea inițială ( $a_0$  sau  $c_0$ ) la starea critică ( $a_c$  sau  $c_c$ ). În concordanță cu acest model, rezistența la oboseala este redusă prin degradarea dată de fluaj, dar nu și reciproc. El prevede interacțiunea neliniară între fluaj și oboseala și cumularea liniară a degradării. Aceasta metodă a fost simplificată ulterior și introduce duranța în forma:

$$N_R = \frac{1}{d_f + dT_f + dT_c + dC_f - dC_c} \quad (6.3.3)$$

cu componentele de degradare:  $d_f$ - data de oboseala,  $dT_f$ - data de menținerea la întindere (oboseala),  $dT_c$ - data de menținerea la întindere (fluaj),  $dC_f$ - data de menținerea la compresiune (oboseala) și  $dC_c$ - data de menținerea la compresiune (fluaj).

d) Metoda epuizării ductilității. Acest concept a fost abandonat pentru o vreme pentru că deformația acumulată din cauza relaxării tensiunii este mult mai mare decât ductilitatea la fluaj a materialului. În acceptul actual [Be5], perioada de relaxare a fost împărțită într-o regiune de viteză de deformare ridicată (considerată ca oboseala), iar conceptul a fost aplicat doar în

regimul de viteze de deformare mici. Procesul de fluaj și de oboseala sunt considerate mai degrabă competitive decât aditive.

Pentru un test cu o durată de menținere la întindere de 16 ore, cele mai bune rezultate au fost obținute cu relația:

$$\frac{\epsilon}{\epsilon_f} + \frac{N}{N_R} = 1 \quad (6.3.4)$$

e) Criterii energetice. Modelul energetic este dezvoltat pe baza degradării fenomenologice, și leagă cedarea materialului de o mărime critică a cantității de energie internă irecuperabilă. O abordare de acest tip are forma:

$$\frac{1}{N_R} = \frac{W}{W_f} \quad (6.3.5)$$

unde  $W$  și  $W_f$  sunt densitatea energiei de deformare a ciclurilor de oboseala și respectiv a ciclurilor până la rupere. Utilizarea acestei relații reflectă presupunerea ca diferitele contribuții la bilanțul energetic în timpul deformării la oboseala (fluxuri termice, energie mecanică,

energie internă stocată în material) reprezintă fracțiuni constante din energia mecanică furnizată din exterior pentru toate condițiile de testare; astfel, mărimea energiei interne fixe la rupere se poate exprima în mod echivalent în termenii unui lucru mecanic fix.

În [Bil] a fost confirmată independența domeniului de deformare  $\Delta \epsilon_p$  de lucrul mecanic total până la rupere.

O formă specială a acestei relații a fost dată de [Go2]. În termenii oboselei termomecanice uniaxiale, densitatea de energie totală poate fi exprimată astfel:

$$\Delta W^t = \Delta W^e + \Delta W^p \quad (6.3.6)$$

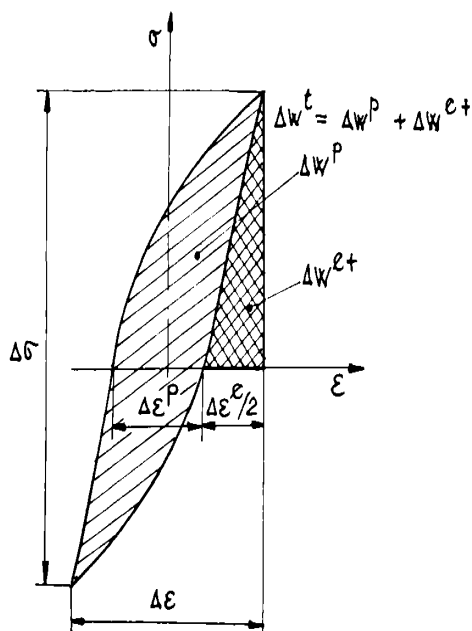


Fig. 6.3.1

însușind componenta elastică și cea plastică (Fig. 6.3.1) Pe de altă parte:

$$\Delta W^t = \frac{\Delta \epsilon^2}{8E} + \int (\sigma_1 - \sigma_2) d\epsilon^p \quad (6.3.7)$$

unde  $\sigma_1$  și  $\sigma_2$  sunt funcții care descriu ramurile curbei de histerezis.

Degradarea în cursul unui ciclu este:

$$\frac{1}{\Delta D} = N_f = K(\Delta W^t)^{\frac{1}{a}} \quad (6.3.8)$$

Dacă se introduce un factor de degradare termică:

$$\lambda(T_f) = \frac{N_f^{T_i}}{N_f^{T_o}} \quad (6.3.9)$$

$T_0$  fiind temperatura de referință și  $T_i$  o temperatură oarecare, atunci creșterea degradării este:

$$\delta \Delta D_{T_i} = \frac{\delta \Delta W'(T_i)}{\Delta W'(T_i)} D_{T_i} = \frac{\delta \Delta W'(T_i)}{\Delta W'(T_i)} \frac{1}{N_f^{\lambda(T_i)}} \quad (6.3.10)$$

iar degradarea datorită oboselii termomecanice se obține prin însumarea ecuațiilor de mai sus.

În continuare se arată un exemplu de aplicare a metodei CDM pentru stabilirea durabilității unui oțel 2 1/4 Cr1Mo la solicitări de oboseală oligociclică cu durate mari de menținere (HT). Rezultatele obținute au fost comparate cu cele date de regula cumulării liniare a degradărilor (LDS) [Bi3]. Astfel, pentru calculul evoluției degradării  $D$  în timpul testelor de oboseală oligociclică (LCF) cu timpi de menținere (HT), s-au considerat 2 termeni: unul fiind dependent de cicluri (oboseala) și unul dependent de timp (fluaj pur), după o relație de tip (6.3.1), și anume:

$$dD = \left(\frac{dD}{dN}\right)_f dN + \int_0^{HT} \left(\frac{dD}{dt}\right)_c dt \quad (6.3.11)$$

În cazul fluajului, se aplica modelul cunoscut al lui Kachanov-Rabotnov:

$$\left(\frac{dD}{dt}\right)_c = \left[\frac{\sigma}{c(1-D)}\right]^r (1-D)^{-q} \quad (6.3.12)$$

unde  $\sigma$  este tensiunea aplicată,  $D$ - parametru de degradare,  $c, r$  și  $q$ - coeficienți care permit descrierea evoluției degradării prin fluaj; valorile lor s-au obținut din teste de fluaj la tensiune constantă, aplicate pentru a prevedea contribuția la degradare în timpul testelor HT la sarcina constantă în LCF.

Pentru evaluarea contribuției oboselii pure, s-au utilizat ecuațiile derivate de Lemaitre și Chaboche [Lc1] din cele Kachanov-Rabotnov, în forma adoptată de Plumtree [Pl2] pentru condiții de controlul deformației:

$$\left(\frac{dD}{dN}\right)_f = \frac{(1-D)^p}{(p+1)N_f(\Delta \epsilon_p)} \quad (6.1.13)$$

unde  $N_f$ , numărul de cicluri la rupere este considerat pentru scăderea cu 25% a tensiunii față de valoarea la ciclul saturat; conform [Ps1], parametrul  $p$  este dependent de fracțiunile de degradare și de deformația plastică prin legea:

$$p = e^{(A+N_f^B \ln(\Delta \epsilon_p) + C)} \quad (6.3.14)$$

unde coeficienții  $A, B, C$  sunt evaluați din testele cu cicluri continue LCF cu domenii de variație constante ale deformației: valorile lui  $D$  au fost determinate din scăderea tensiunii datorită progresului microfisurii:

$$D = 1 - (\Delta \sigma / \Delta \sigma_0) \quad (6.3.15)$$

$A, B$  și  $C$  rezulta aplicând metoda celor mai mici pătrate, minimizând diferența între valorile experimentale ale lui  $D$  date de (6.3.15) și cele teoretice rezultate din integrarea relației (6.1.13):

$$D = 1 - (1 - N/N_f)^{1/(p+1)}$$

Efectul introducerii unui HT la sarcina constantă este scăderea duratei de viață la testele cu amplitudinea deformației sub 2% (Fig.6.3.2). În Fig.6.3.3 se face o comparație între rezultatele testelor cu HT și prevederile regulilor (a) LDS, (b) modelul CDM standard, (c) modelul CDM bazat pe viteza de relaxare și (d), ca și în (c), prin excluderea relaxării inițiale foarte rapide. Primele 2 metode dau rezultate neconservative pentru durata de viață; aceasta se poate explica prin faptul că pentru un material înmuat ciclic, efectul de degradare

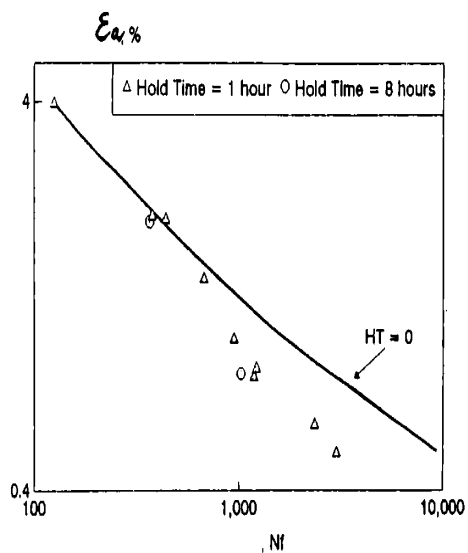


Fig. 6.3.2

dat de relaxare și corespunzător deformația de fluaj care apare în HT nu este bine reflectată într-un model de degradare bazat doar pe tensiune. Ar fi mai adecvat ca evaluarea degradării prin fluaj să se bazeze pe viteza de relaxare a deformațiilor de fluaj în timpul HT; aceasta duce însă la un conservatorism excesiv- Fig. 6.3.3, c. Dacă însă se exclude perioada inițială de relaxare în considerarea fluajului în HT (bazat pe ideea ca deformațiile inelastice rapide nu trebuie considerate la degradarea prin fluaj), se obțin rezultate îmbunătățite (Fig. 6.3.3, d).

Autorul considera că pentru modelarea efectelor HT asupra componentelor, sunt necesare studii suplimentare, mai ales asupra relaxării tensiunilor.

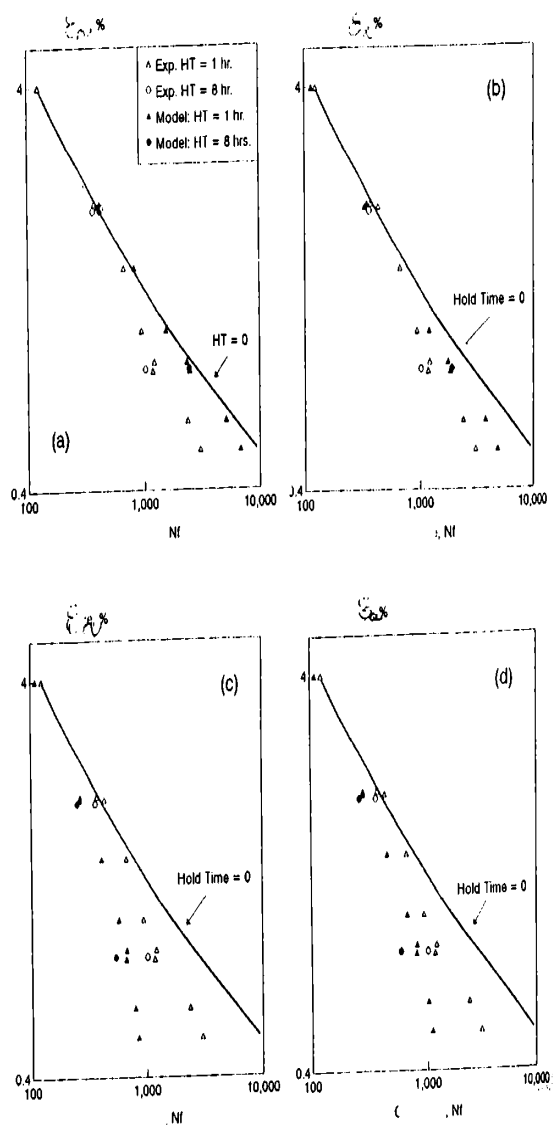


Fig. 6.3.3

## CAPITOLUL 7

### CONSIDERATII ASUPRA FENOMENULUI DEFORMATIEI PROGRESIVE

#### 7.1 Importanța fenomenului deformației progresive

Calculul și dimensionarea conductelor centralelor termo-electrice și nucleare sunt detaliate și costisitoare în ceea ce privește utilizarea programelor de element finit.

În primul rând este foarte greu să se specifice toate încărcările la care urmează să fie solicitat sistemul de conducte pe toată durata estimată de viață. În acest sens, este necesar să se considere, în măsura egală, situațiile extreme și accidentele posibile în exploatare. Pentru componentele care sunt supuse la încărcări ciclice în domeniul inelastic, prevenirea deformației progresive este o problemă dificilă în care interacționează aspecte de material și structurale.

Deformația nelimitată a unei structuri este posibilă sub acțiunea unei încărcări primare (constante) și a uneia secundare (ciclică). În cazul particular al tensiunii-compresiunii, rolul sarcinii constante primare îl joacă tensiunea medie a ciclului, diferită de zero. Într-un asemenea caz, o deformație plastică mică, care nu este reversată la fiecare ciclu, poate conduce la o acumulare inacceptabilă de deformație. Acest lucru este adevărat chiar și pentru materiale care intrinsec nu prezintă riscul unei asemenea deformații (care, spre exemplu, ascultă de ipoteza întăririi cinematice liniare).

Scopul pentru care se efectuează analiza deformației progresive (DP) este să se demonstreze că deformațiile acumulate pe o anumită direcție, în timpul duratei de viață estimate a componentei de interes, nu depășește limita de deformație impusă; legea constitutivă impusă în calcule trebuie să fie aptă să cuantifice aceste aspecte specifice [Hu2].

Până acum, așa cum rezulta din standardele existente în lume (spre exemplu, ASME (SUA), și RCC-M (Franța))- doar o parte a mecanismelor teoretic posibile să producă DP-au fost investigate. Din acest motiv, pentru a acoperi gama de situații neinvestigate, există un mare conservatorism în metodele standardizate și o tendință spre supradimensionare.

#### 7.2 Situații de apariție a deformației progresive

După [Hu2] "deformația progresivă apare când, într-o structură supusă la încărcări ciclice, deformația medie a ciclului, raportată la deformația medie indusă în ciclul precedent datorită comportării inelastice a structurii, se schimbă la fiecare ciclu, macar într-un punct al structurii respective". Acest lucru nu exclude posibilitatea ca modificarea deformației medii în cicluri succesive să fie descrescătoare sau chiar să înceteze, ajungându-se la o stare de saturație, care poate să fie acomodarea elastică (revenire la comportarea elastică, spre exemplu, Fig.7.5.2,a) sau acomodare plastică (plasticitate alternantă, Fig.7.5.2,b). Trebuie făcută o distincție între:

- a) deformație progresivă de material, care poate apărea în structuri cu o distribuție omogenă a tensiunii (de exemplu, o bară supusă la întindere), și
- b) deformația progresivă a structurii, care se produce datorită comportării inelastice a

materialului la solicitari ciclice, chiar daca nu exista o deformație progresiva de material. Aceasta apare datorita neomogenității stării de tensiune în structura.

### 7.3 Cauzele deformației progresive de material

#### a) întărirea izotropica

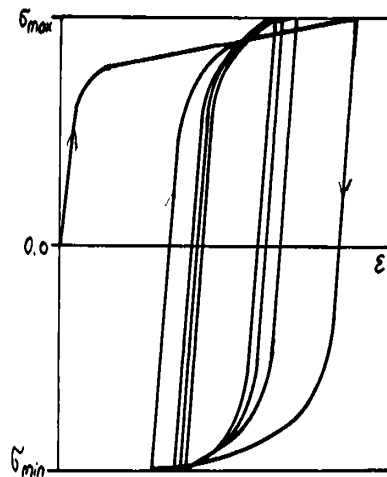


Fig.7.3.1

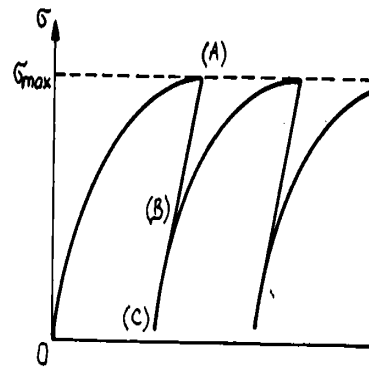


Fig.7.3.2

În cazul unei încărcări ciclice cu controlul tensiunii (amplitudinea ciclului este pastrată constantă), se poate ajunge la creșterea deformației medii pe ciclu  $[(\epsilon_{\max} + \epsilon_{\min})/2]$ , întrucât starea de întărire a materialului la  $\sigma_{\max}$  și la  $\sigma_{\min}$  a unui ciclu diferă de starea materialului la aceleași valori în ciclul următor (Fig.7.3.1). Aceasta deformare este însă limitată pentru că în materialele reale, proporția întăririi izotropice din întărirea totală este ea însăși limitată, existând doar în primele câteva cicluri.

#### b) deformația elastică ireversibilă

S-a observat experimental ca descărcarea A-C (Fig.7.3.2) produce doar deformații elastice, dar la reîncărcare, după atingerea punctului B, apar deformații plastice. Astfel, deformația se acumulează la fiecare ciclu de încărcare. Acest efect poate fi legat de efectul Bauschinger [Lb1]. În [Kr5] se arată ca dependența de timp a comportării materialelor (văscoplasticitate la temperatura ambiantă) este cauza unui asemenea fenomen.

#### c) efectul istoriei temperaturii

Dacă proprietățile materialului sunt funcții de temperatura, o anumită istorie a încărcării termice poate cauza deformații progresive [Md5], [Oh8]. Faptul că materialul este sau nu dependent de istoria temperaturii, se poate stabili prin teste termo-mecanice.

Pentru starea de încărcare anizoterma, pentru că proprietățile materialului sunt dependente de temperatura, se pot introduce în modelul constitutiv (în legile de evoluție a întăririi cinematice sau izotropice) termeni dependenți de temperatura.

Presupunem, spre exemplu, un model cu întărire cinematică liniară; pentru o stare de tensiune monoaxială, variabila de întărire cinematică  $\alpha$  (poziția centrului suprafeței de curgere în spațiul tensiunilor) se modifică la o încărcare monotona izoterma după legea:

$$d\alpha = C \cdot d\epsilon^p \quad (7.3.1,a)$$

unde  $C$  e modulul plastic constant; aceasta relație se poate integra pentru  $\alpha=0$  când  $\epsilon^p=0$ :

$$\alpha = C \cdot \epsilon^p \quad (7.3.1,b)$$

Dacă se considera o încărcare anizoterma, se poate introduce în (7.3.1,a) un termen

dependent de temperatura:

$$d\alpha = C(T)de^p + h(T)\alpha dT \quad (7.3.2)$$

Pentru parametrul întaririi  $h(T) = 0$ , rezulta:

$$d\alpha = C(T)de^p \quad (7.3.3)$$

care nu poate fi integrata analitic. Daca se presupune:

$$h(T) = \frac{\partial C(T)}{\partial T} \cdot \frac{1}{C(T)}$$

$$d\alpha = C(T).de^p + dC(T).\epsilon^p \quad (7.3.4,a)$$

$$\alpha = C(T)\epsilon^p \quad (7.3.4,b)$$

Intrucât ecuația (7.3.4,b) este identica cu (7.3.1,b), ea nu poate descrie o dependența de istoria temperaturii (este valabila în cazul izoterm). Relațiile (7.3.3) și (7.3.4) sunt utilizate frecvent în aplicații plastice. Ecuația (7.3.3) este implementata în codul ADINA [Ad1], iar (7.3.4) în codul ABAQUS [Ab2], aceste doua fiind unele dintre cele mai cunoscute și utilizate coduri cu EF pentru la calculul structurilor.

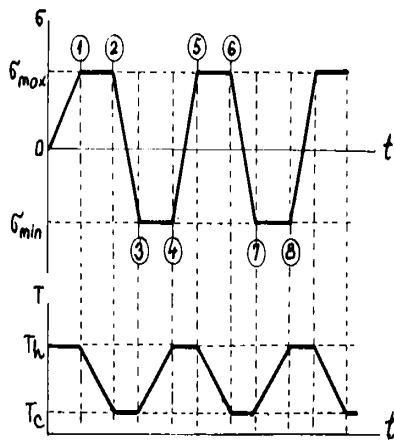


Fig. 7.3.3

Se presupune situația de încărcare din Fig.7.3.3, în care temperatura și tensiunea variaza ciclic, dar defazate în timp. Modulul elastoplastic al materialului este  $E_m$ - la temperatura ridicata și  $E_c > E_m$ , la temperatura scazuta, iar  $\sigma_y$  este limita de curgere. Cu relația (7.3.3) pentru întarirea cinematica se obține o deformație progresiva infinita, dupa cum se vede în Fig.7.3.4, unde direcția DP este cea a primei încărcari (tracțiune).

Cu relația (7.3.4) nu se obține deformație progresiva, ci o bucla de histerzis închisa în care deformația la momentul  $t_1$  este  $\epsilon(t_1) = -\epsilon(t_2)$ , și tensiunea de curgere la compresiune se reduce dupa cum urmeaza:

$$a = 2\sigma_y - \epsilon^p(t_1)(C_c - C_h) \quad (7.3.5)$$

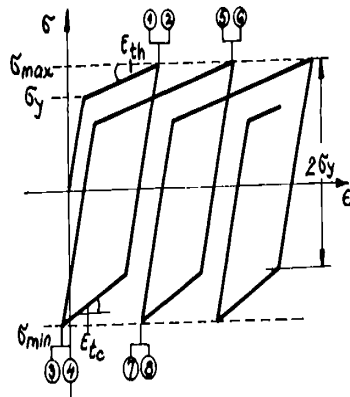


Fig. 7.3.4

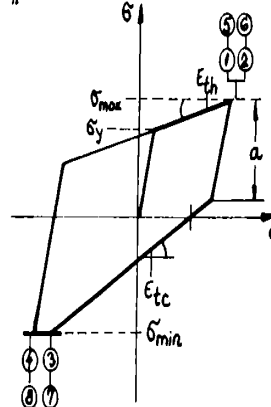


Fig. 7.3.5

unde  $C_c$  și  $C_h$  reprezinta modulul plastic la rece, respectiv la cald. Pentru  $a > 0$  (sau  $a < -2.\sigma_y$ ), curgerea la compresiune se produce la tensiunea maxima din perioada cuprinsa între  $t_1$



și  $t_2$ . Amplitudinea deformației în Fig.7.3.5 coincide cu amplitudinea maximă dintre cele două cicluri consecutive din Fig.7.3.4.

Trebuie menționat, ca un fapt interesant, ca dacă se introduce în model o dependență de temperatura a limitei de curgere, atunci nu se produce deformație progresivă.

În afara de cele menționate mai sus, surse pentru deformația progresivă mai sunt: anizotropia, diferența între valorile limitei de curgere la întindere și compresiune, etc.

d) efectul încărcării neproportionale

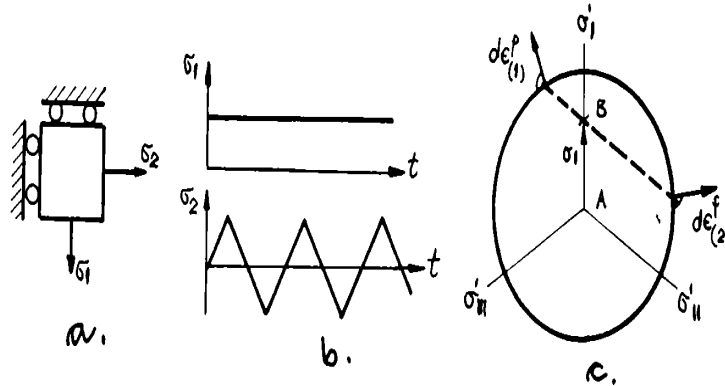


Fig.7.3.6

Presupunem situația prezentată în Fig.7.3.6,c, în planul tensiunilor deviatorice  $\sigma'$ . Asupra elementului de volum prezentat în Fig.7.3.6,a acționează 2 încărcări care produc tensiunile  $\sigma_1$  și  $\sigma_2$ , a căror variație este prezentată în Fig.7.3.6,b. În Fig.7.3.6,c se prezintă traiectoria de încărcare rezultantă în spațiul tensiunilor și de asemenea, suprafața de curgere Mises. Datorită neproportionality căii de încărcare ciclice, incrementele de deformație  $d\epsilon^p_{(1)}$  și  $d\epsilon^p_{(2)}$ , la valorile extreme ale ciclului de încărcare, au o căte o componentă pe direcția căii de încărcare, care produce o creștere a deformației în acea direcție, la fiecare ciclu. Acest mecanism de DP este inclus în aproape toate modelele de material.

Dacă nu de produce întărire, DP va fi infinită. Dacă materialul se întărește izotrop, datorită faptului că aceasta întărire este limitată, DP va fi tot infinită.

Dacă se produce întărire cinematică, centrul suprafeței de curgere se va deplasa gradat din punctul A în B. În timpul acestui proces, care poate dura un număr foarte mare de cicluri (depinzând de parametrii de material și de nivelul încărcării), creșterea deformației devine mai mică cu fiecare ciclu.

Deformația încetează să se mai acumuleze când centrul suprafeței ajunge în B.

Dependența de temperatura a limitei de curgere și anizotropia accentuează în cazul încărcării neproportionale, fenomenul de DP.

#### 7.4 Deformația progresivă structurală

Această DP se produce în cazul întăririi izotropice, dar și în cazul întăririi cinemate, în situația încărcării ciclice la întindere- compresiune peste limita de elasticitate, la temperatura constantă. Cauza acesteia o reprezintă neomogenitatea stării de tensiune dintr-o structură, spre deosebire de cea dintr-un element de volum. Analiza inelastică a acestei situații se poate face în detaliu (cu costuri mari pentru timpul de computer), sau se poate face simplificat [Mp1].

Faptul ca un mecanism de DP se dezvoltă sau nu într-o structură de o anumită geometrie, cu un anumit tip și nivel de încărcare și ce anume mecanism de DP este prezent, se poate determina din diagramele de interacțiune (Fig.7.4.1).

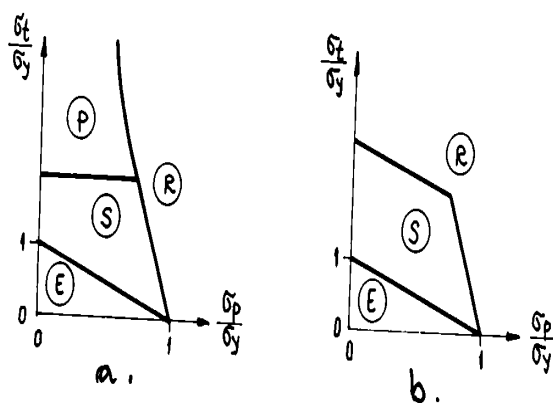


Fig.7.4.1

Acestea se bazează pe tensiunea maximă a solicitării primare ( $\sigma_p$ ) și cea maximă a solicitării secundare ( $\sigma_s$ ), ambele împărțite la valoarea limitei de curgere  $\sigma_y$ . Aceste diagrame se trasează în urma unei analize inelastice simplificată sau detaliate. Ele nu dau

însa informații despre valorile deformației care apare într-o anumită situație. Diagramele de interacțiune pot fi de 2 tipuri: în Fig.7.4.1,a se prezintă diagrama de tip A, iar în Fig.7.4.1,b, cea de tip B. Dacă parametrii încărcării sunt în regiunea E, se produce o comportare elastică a structurii. În regiunea S, structura prezintă, după câteva deformații peste limita de elasticitate din timpul primelor cicluri, o acomodare elastică. În regiunea P se produce o acomodare plastică (plasticitate alternantă), iar în regiunea R se produce DP. (Notația R provine de la termenul englez "ratchet" și cel francez "rochet", care se traduc prin clichet). Analizând diagrama, se observă că pentru producerea DP (R) sunt necesare cele mai severe condiții de combinare a solicitării primare și secundare.

Diagramele prezentate în Fig.7.4.1 corespund materialului elastic- perfect plastic, și prevăd în regiunea R o DP infinită (nu încetează niciodată).

Dacă se ține cont de întărirea materialului, diagramele devin mai complicate, însă DP care apare este limitată, aparând acomodarea elastică sau plastică.

DP structurală poate apărea în următoarele situații:

- de tipul A, care stă la baza diagramei Bree [Br4], introdusă în cele mai importante coduri de proiectare (ASME III-NB, RCC-M, etc); exemplu: cilindru cu presiune interioară și gradient de temperatură radial;
- de tipul B, la cilindru supus la sarcină axială și un gradient de temperatură axial, care fluctuează între o temperatură uniformă și una maximă sau un cilindru supus la un gradient de temperatură constant care se deplasează axial [Po3].

Modul cum se întocmește o diagramă de interacțiune și analiza simplificată a comportării materialului se poate urmări în următoarea situație: se consideră o structură care este supusă la variații ale încărcării mecanice și deformații impuse, ceea ce duce la o comportare elastică  $\sigma^e(t)$ . După [Ai1], există un coeficient de siguranță pentru apariția acomodării,  $\mu > 1$ , dacă se poate găsi un câmp de tensiuni reziduale independent de timp,  $\bar{\rho}$ , astfel ca pentru orice moment și în orice punct al structurii, istoria comportării :

$$\bar{\sigma}^*(t) = \bar{\sigma}^e(t) + \bar{\rho} \quad (7.4.1)$$

care satisface relația:

$$f(\mu \bar{\sigma}^*) \leq \sigma_y \quad (7.4.2)$$

unde  $f$  este funcția de curgere și  $\sigma_y$  este limita de curgere.

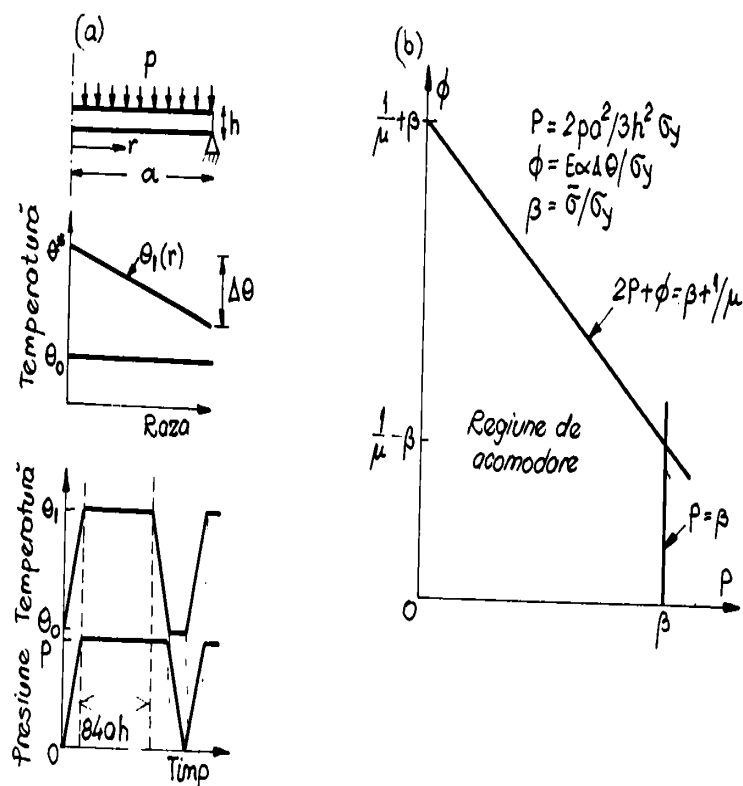


Fig.7.4.2

Placa din Fig.7.4.2,a, este supusa la o presiune  $p$  și o variație de temperatura radiala liniara,  $\theta_1(r)$ , care variaza ciclic, dupa cum se poate vedea din figura. Pentru analiza acomodarii se folosesc marimi adimensionale pentru presiune și temperatura:  $P = \frac{2pa^2}{3h^2} \sigma_y$ ,  $\phi = \frac{E\alpha\Delta\theta}{3\sigma_y}$ . Analiza acomodarii se reduce la :

$$P \leq \frac{\bar{\sigma}}{\sigma_y} ; \quad 2P + \phi \leq \frac{\bar{\sigma}}{\sigma_y} + \frac{1}{\mu} \quad (7.4.3)$$

unde  $\sigma$  reprezinta tensiunea echivalenta în sens von Mises. Regiunea de acomodare este prezentata în Fig.7.4.2,b pentru o valoare fixata a lui  $\mu$ .

### 7.5 Deformația progresiva termica

Aceasta prezinta o forma distincta de acumulare a deformației. Structurile cele mai susceptibile la o astfel de manifestare sunt acelea în care porțiunile din secțiunea transversala care sunt supuse la racire și la încălzire sunt mai mult sau mai puțin egale. Spre exemplu, cel mai ades se produce DP daca ariile respective sunt egale. DP se produce mai degraba în structurile care au un gradient de temperatura liniar decât în cele cu distribuție parabolica a temperaturii. In general, nu se produce DP în placile cu distribuție tranzitorie de temperatura în cazul când doar o parte mica din grosime este la o temperatura, iar cea mai mare parte din ea la o temperatura diferita. O asemenea distribuție produce plasticitate alternanta, fara DP [Bu1].

DP termica necesita plasticitate alternanta în același sens, care, într-un ciclu complet, trebuie sa se extinda pe întreaga grosime a secțiunii. Cu alte cuvinte, daca o parte a structurii sufera curgere plastica la întindere într-o jumătate de ciclu, restul structurii trebuie de

asemenea sa ajunga la curgere plastica în a doua jumătate a ciclului (într-un ciclu întreg, toate fibrele trebuie sa ajunga la curgere). In structuri omogene, aceasta va duce la alternarea zonelor de curgere plastica. Ciclurile au durate de ordinul minutelor.

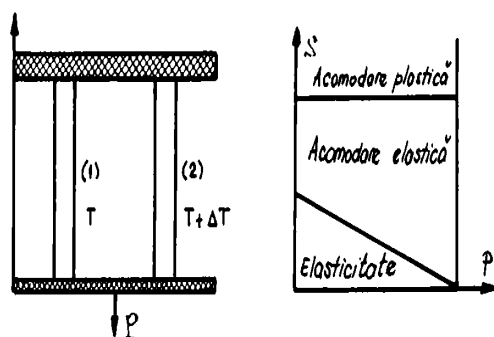


Fig.7.5.1

Pentru a înțelege mai bine fenomenul DP termice, se poate urmări următoarea experiență simplă asupra ansamblului celor două bare din Fig.7.5.1 [Wi2]. Structura este supusă la o încărcare mecanică inițială (încărcare primară, P) și o încărcare ciclică termică (încărcare secundară, S), care conduc la o comportare neliniară a părților structurii. Cele 2 bare identice au un material cu comportare de întărire cinematică și limita de curgere la compresiune > limita de curgere la tracțiune. Acest tip de structura a fost studiat și de alți autori [Za1], [Ji1] și este cunoscut faptul ca se pot obține diferite moduri de comportare ale materialului, depinzând de valorile cuplului compus din încărcările P și S (elastica, acomodare elastica, acomodare plastica sau DP).

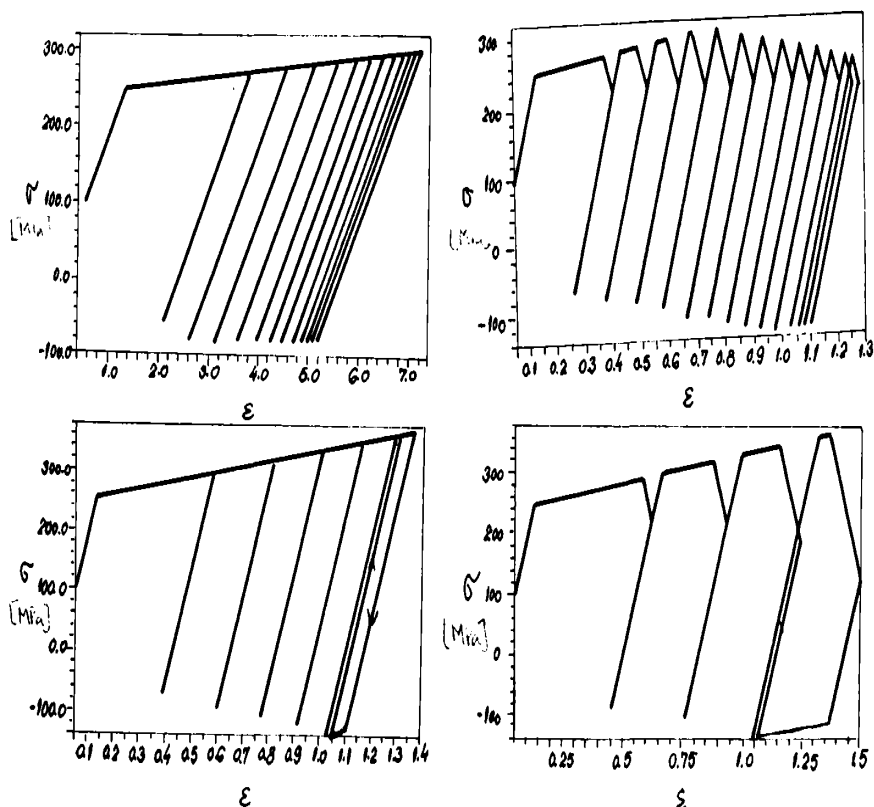


Fig.7.5.2,a,b

Fig.7.5.2,c,d

În acest caz se presupune ca bara 2 se încălzește și apoi se răcește cu temperatura  $\Delta T$ , bara 1 este menținută la temperatura  $T$  iar  $P=0$ . Când temperatura barei 2 este suficient de mare ( $E\Delta T > 2\sigma_y$ ), în bara 1 se produce curgerea la tracțiune, în timp ce bara 2 se comporta elastic, fiindcă tensiunea de curgere la întindere este mai mică. Similar, după răcire,

bara 2 suferă curgere plastică la întindere, în timp ce bara 1 rămâne elastică. În timpul celor 2 jumătăți de ciclu, materialul ambelor bare, în întregime, a suferit curgere plastică la tracțiune și a apărut o deformare plastică permanentă, ducând la o lungire netă a ansamblului.

Situațiile de DP termică care s-au generat prin alegerea mărimii încărcărilor P și S sunt următoarele: acomodare elastică după 12 cicluri (Fig.7.5.2,a); acomodare plastică după 6 cicluri (Fig.7.5.2,b). În caz ca se mai produce și fluajul barelor menționate mai sus, curbele din Fig.7.5.2,a,b au aspectul prezentat în Fig.7.5.2,c,d [Wi2].

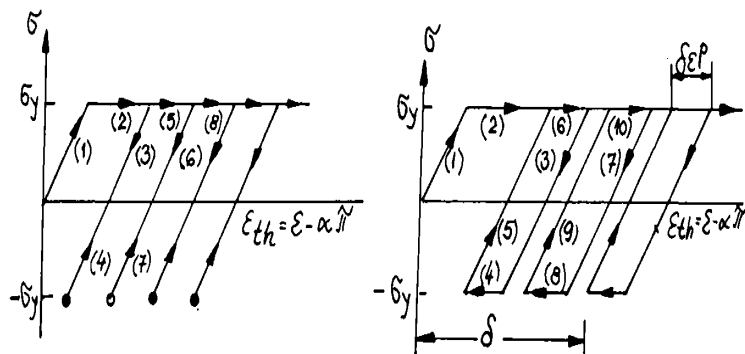


Fig.7.5.3

DP pe care o pot suferi anumite fibre ale structurii poate fi deformare progresivă elastică, unde se produce doar curgere plastică la întindere, Fig.7.5.3,a sau deformare progresivă plastică, când se produce și curgere plastică la compresiune, Fig.7.5.3,b [Bu1]

## 7.6 Deformația progresivă la solicitări ciclice

### a) Deformația progresivă monoaxială

Un studiu experimental al autoarei [Bj38] a avut ca scop investigarea posibilității apariției DP de material la oțelul X20CrMoV121. În acest sens s-au executat asupra epruvetelor o serie de cicluri de tracțiune cu controlul tensiunii, la temperatura ambianță și la 540 C. Concluziile investigațiilor experimentale au fost ca la temperatura ambianță se ajunge după 3-4 cicluri de solicitare la o acomodare elastică, indiferent de nivelul tensiunii aplicate, dar la 540 C are loc o DP care crește continuu cu numărul de cicluri. Pentru încărcările la temperatura ambianță s-au folosit 3 nivele ale tensiunii: 433, 487 și 545 MPa, iar la 540°C, nivelul de 285 MPa, până la producerea găturii epruvetei. În Fig.7.6.1 se poate vedea că la toate nivelele de tensiune, la 20 C se ajunge la acomodare elastică iar în Fig.7.6.2 se arată primele cicluri de la testele la 540 C, până la deformarea de 4%, din care rezultă o DP nelimitată.

S-a efectuat o simulare a comportării materialului în aceleași condiții de solicitare (540 C,  $\sigma=285\text{MPa}$ ), pentru a verifica modelul Chaboche identificat în Capitolul 2. În acest scop, simularea s-a făcut cu 2 variante ale modelului (roch1. roch2), ambele presupunând întărire izotropica neliniară, și o componentă de întărire cinematică neliniară; în plus, la testul roch1 s-a introdus o a doua componentă de întărire cinematică, liniară. S-au efectuat 100, respectiv 30 de cicluri de solicitare cu controlul tensiunii. Fișierele cu datele testului sunt F7.1 și F7.2, atasate în Anexa. Rezultatele simulărilor se pot vedea în figurile din Anexa; astfel:

- testul roch1 (cu întărire cinematică liniară): în fig.A.7.1 se vede evoluția curbelor ciclice  $\sigma-\epsilon$  pentru cele 100 de cicluri aplicate. Se constată că după atingerea deformății cumulate de 4%, fenomenul de DP începe să se diminueze, buclele fiind tot mai apropiate una de alta. Acest fenomen se poate urmări mai bine în Fig.A.7.2, unde se prezintă evoluția în timp a

deformației. Se observa ca exista tendința de saturare a creșterii acesteia în timp. Deformația atinsă după 100 cicluri este de aproximativ 6%. Pentru mai multa claritate, se prezintă în Fig.A.7.3 și Fig.A.7.4, evoluția acestor valori pentru primele 30 de cicluri ( $\epsilon = 1.5\%$ ).

- testul roch2 (fără întărire cinematică liniară): în Fig.A.7.5 se prezintă primele rezultate ale primelor 100 cicluri: se constată că după primele cicluri, DP este din ce în ce mai mare și crește cu o rată aproximativ constantă. Evoluția deformației în timp din Fig.A.7.6, arată o creștere perfect liniară a DP începând de la 8000 s (un ciclu durează 140 s (conform fișierului de încărcare vizibil în F7.1) și a fost stabilit în acest mod pentru a reflecta cât mai exact condițiile de încărcare reală utilizate; se mai precizează că în încărcarea simulată s-a introdus, după atingerea tensiunii maxime a ciclului, o scădere a valorii acesteia pentru a fi în conformitate cu condițiile experimentale în care, după atingerea tensiunii impuse, s-a efectuat o descărcare foarte rapidă pentru a limita o curgere prea pronunțată). Și în acest caz se prezintă în Fig.A.7.7 și Fig.A.7.8, evoluțiile în primele 30 cicluri.
- o prezentare comparativă a rezultatelor celor 2 tipuri de teste pentru primele 30 cicluri se prezintă în Fig.A.7.9 (unde se vede că DP din testul roch2 ajunge la valoarea 3,3%) și Fig.A.7.10, unde se arată creșterea DP în primele 30 cicluri.

În general, testele de DP sunt cele care pot arăta validitatea modelului ales întrucât sunt foarte greu de reprodus. În situația de față autoarea a considerat că modelul identificat este satisfăcător, el putând reproduce corect comportarea la DP a materialului: dacă se compară curbele experimentale (Fig.7.6.2) și cele simulate din Fig.A.7.10, se constată un comportament identic: modelul poate să simuleze comportarea vâscoasă a materialului (la descărcarea de la tensiunea maximă nu apare o scădere liniară a deformației, ci după o curbă). De asemenea este bine reprodus faptul că după primele câteva cicluri DP începe să crească nelimitat. Micile diferențe între cele 2 figuri se datorează faptului că la efectuarea încercărilor experimentale, în cazul încărcării manuale, a fost aproape imposibil să se oprească încercarea și să se limiteze nivelul curgerii plastice la valorile prescrise. Descărcarea s-a început la același nivel al tensiunii, însă viteza cu care s-a efectuat nu a fost constantă.

În continuare se prezintă un alt studiu amplu legat de fenomenul DP [Ha5]. În acesta, procedura de testare constă în realizarea de cicluri de deformație simetrice până la atingerea ciclului stabilizat, cu amplitudinea deformației de  $\pm 1\%$ . După aceea, probele au fost descărcate până la tensiune și deformație aproximativ nule, iar încercările care au urmat au fost cu controlul sarcinii, cu prescrierea manuală a tensiunii medii și a amplitudinii tensiunii ciclice. Toate ciclurile au o perioadă de 2 minute.

În Fig.7.6.3 se prezintă comportarea ciclică la întindere-compresiune a oțelului austenitic SS 304, ciclurile fiind realizate cu controlul tensiunii (tensiunea maximă și minimă fixate), nesimetrice ( $\sigma_{x,max} > \sigma_{x,min}$ ,  $\sigma_{x,m} > 0$ , [A11]). Se observă că nu se produce stabilizarea curbei de histerezis, iar deformația înregistrează o creștere permanentă (plasticitate alternantă). Faptul că buclele de histerezis sunt rotunjite în zona tensiunilor maxime arată dependența de timp a comportării materialului, chiar la temperatura ambiantă. În aceeași figură este prezentată creșterea deformației plastice  $e_{pp}$  cu numărul de cicluri, N.

În aceleași condiții de solicitare, oțelul carbon 1020 (ASME) prezintă o comportare de înmuiere ciclică (Fig.7.6.4), ceea ce face ca rata deformației să crească exponențial. Acest lucru are ca efect distrugerea structurii după un număr mic de cicluri [Ha5].

Dacă tensiunea medie a ciclurilor este negativă ( $\sigma_{x,m} < 0$ ), atunci acumularea deformației se produce la compresiune, așa cum se poate vedea în Fig.7.6.5, unde este prezentată comportarea ciclică a oțelului 1026. În figură este prezentată cu linie punctată și curba de histerezis stabilă obținută în urma presolicitării.

Pentru studiul DP la solicitări ciclice monoaxiale, au fost realizate două seturi de

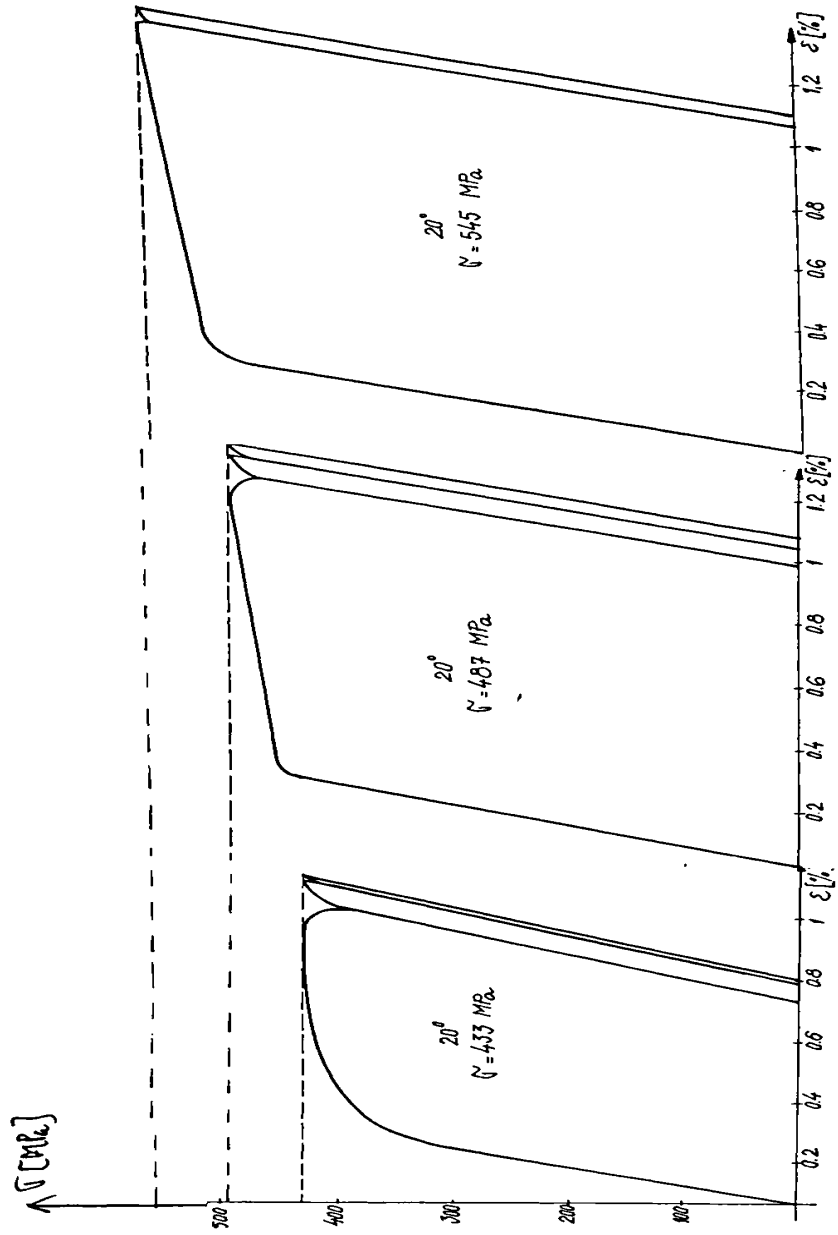


Fig.7.6.1

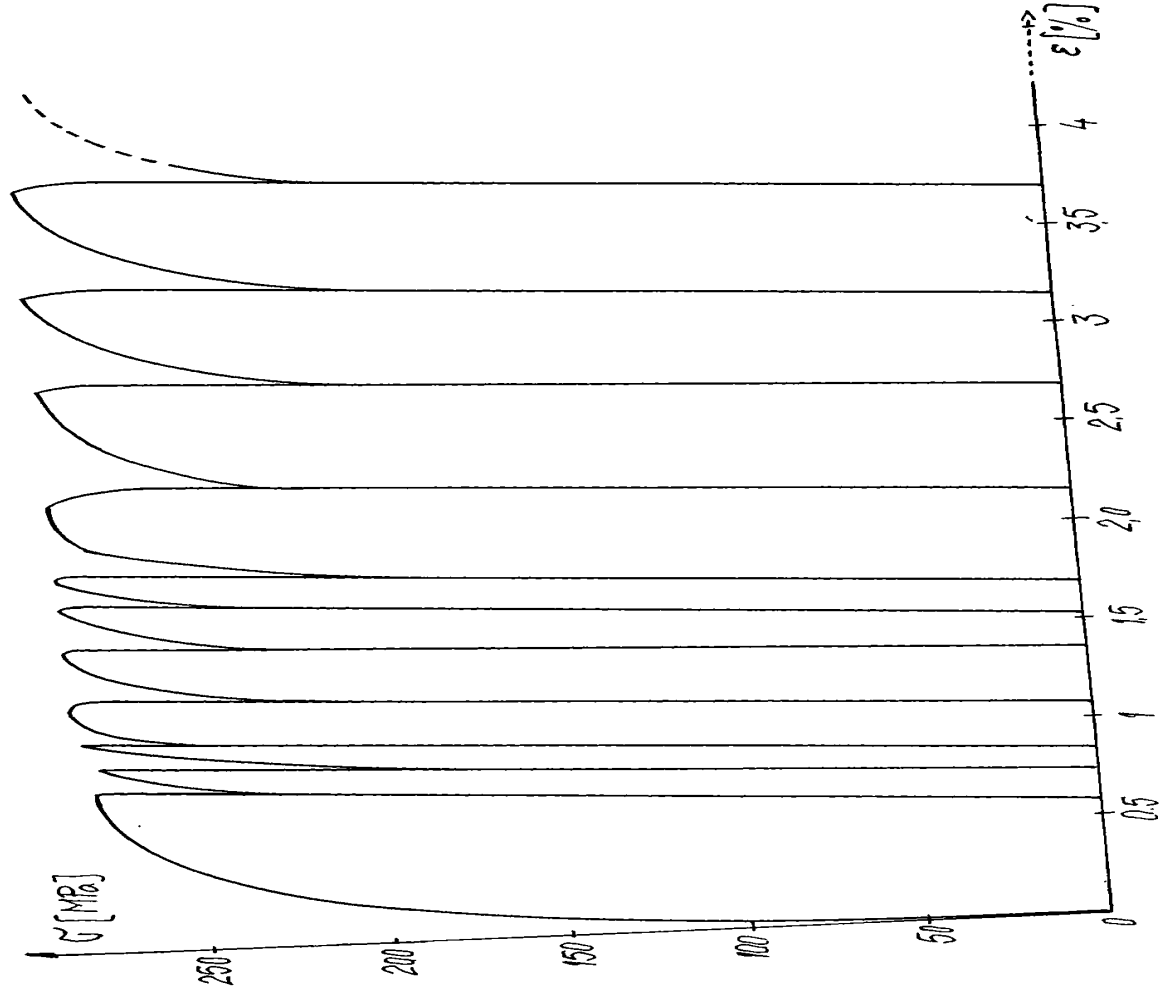


Fig.7.6.2



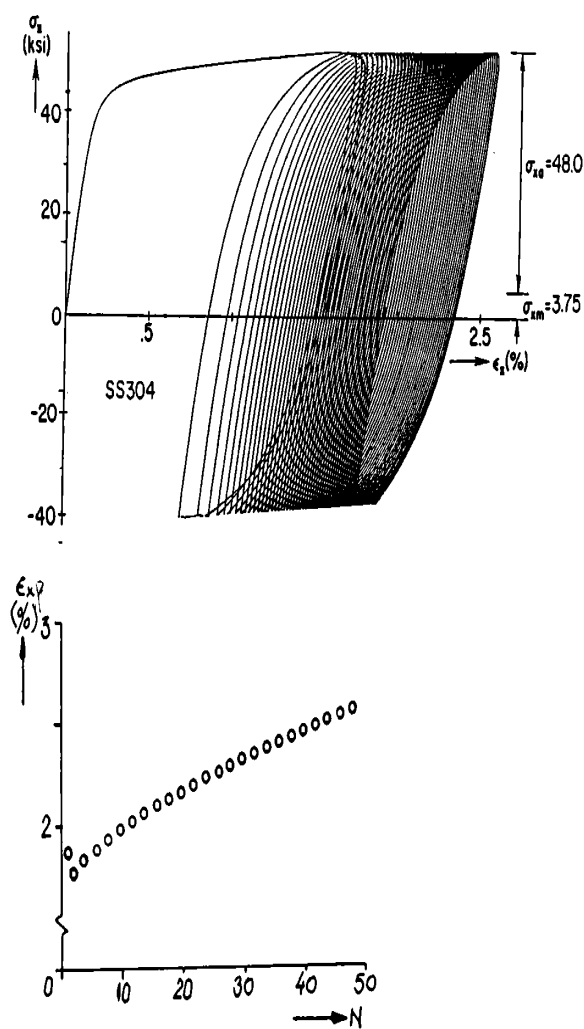


Fig.7.6.3

încercari: unul în care tensiunea medie a fost menținuta constanta și s-a modificat amplitudinea tensiunii, iar altul în care amplitudinea tensiunii a fost menținuta constanta și s-a modificat valoarea tensiunii medii. In toate cazurile studiate [Ha5] se observa ca marimea deformațiilor plastice acumulate cu numărul de cicluri crește foarte mult odata cu creșterea valorii lui  $\sigma_{x,a}$  (raportul dintre amplitudinea tensiunii și limita de curgere) și de asemenea cu creșterea lui  $\sigma_{x,m}$  (raportul dintre tensiunea medie a ciclului și limita de curgere. Aceste dependențe, în cazul oțelului CS1020, sunt prezentate în Fig.7.6.6,a (pentru  $\sigma_{x,m}=0,13$ ) și b (pentru  $\sigma_{x,a}=0,66$ ).

Se observa clar din aceste figuri ca parametrii ciclului de tensiune ales afecteaza rata deformației progresive în ambele seturi de rezultate prezentate. Creșterea oricarui dintre parametrii duce la o creștere a vitezei de acumulare a deformației progresive.

#### a) Deformația progresiva multiaxiala

Pentru sollicitarea multiaxiala, un exemplu tipic îl reprezinta DP obținuta în cazul sollicitării ciclice axiale, simetrice, a unui tub cu pereți subțiri supus la o presiune interioara constanta [Ha6]. Procedura experimentală consta în aplicarea unei pre-sollicitări ciclice simetrice până la atingerea buclei stabilizate; după aceea se descarca până la tensiune și deformație nula și se aplica presiunea constanta; sollicitarea ciclica cu controlul tensiunii se aplica după presurizare. Tensiunea și deformația axiala sunt  $\sigma_x$  și  $\epsilon_x$ , iar cele circumferențiale sunt  $\sigma_\theta$  și  $\epsilon_\theta$ . In Fig.7.6.7, amplitudinea deformației ciclice este  $\epsilon_{xc}=0,5\%$  și tensiunea circumferențiala constanta este  $\sigma_\theta = \sigma_y/R_{p0,2}=0,245$ . In Fig.7.6.7,a se prezinta buclele de histerezis (închise), obținute la sollicitarea ciclica simetrica de deformație axiala. In Fig.7.6.7,b (planul deformațiilor) se vede creșterea continua cu numărul de cicluri a

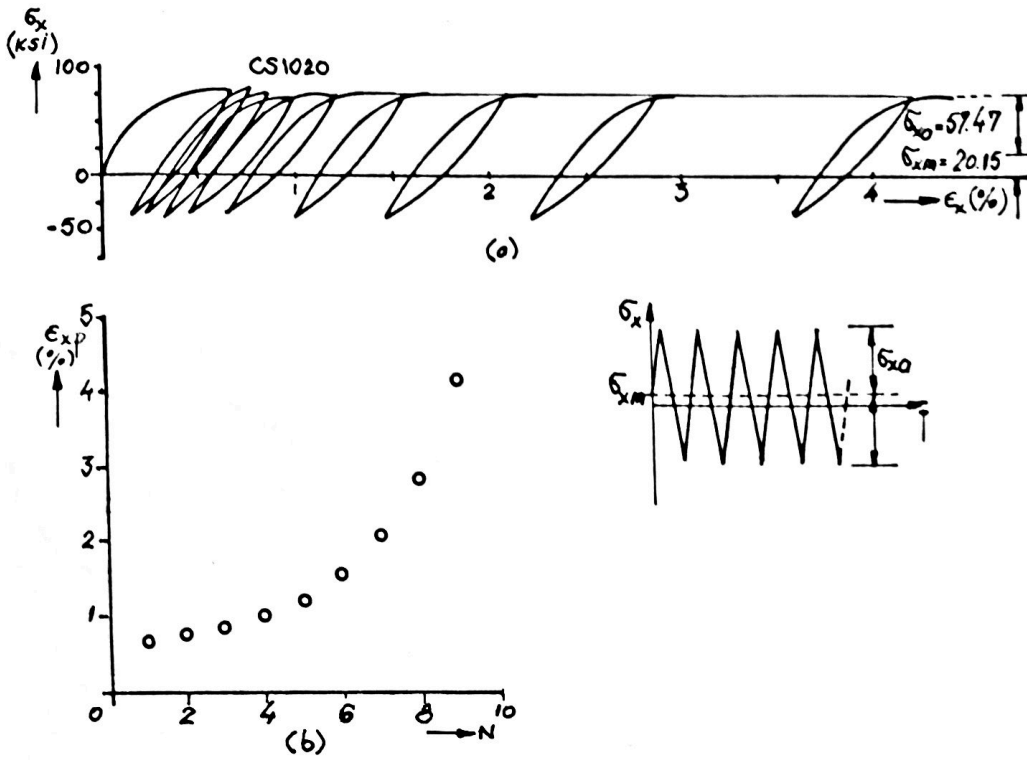


Fig.7.6.4

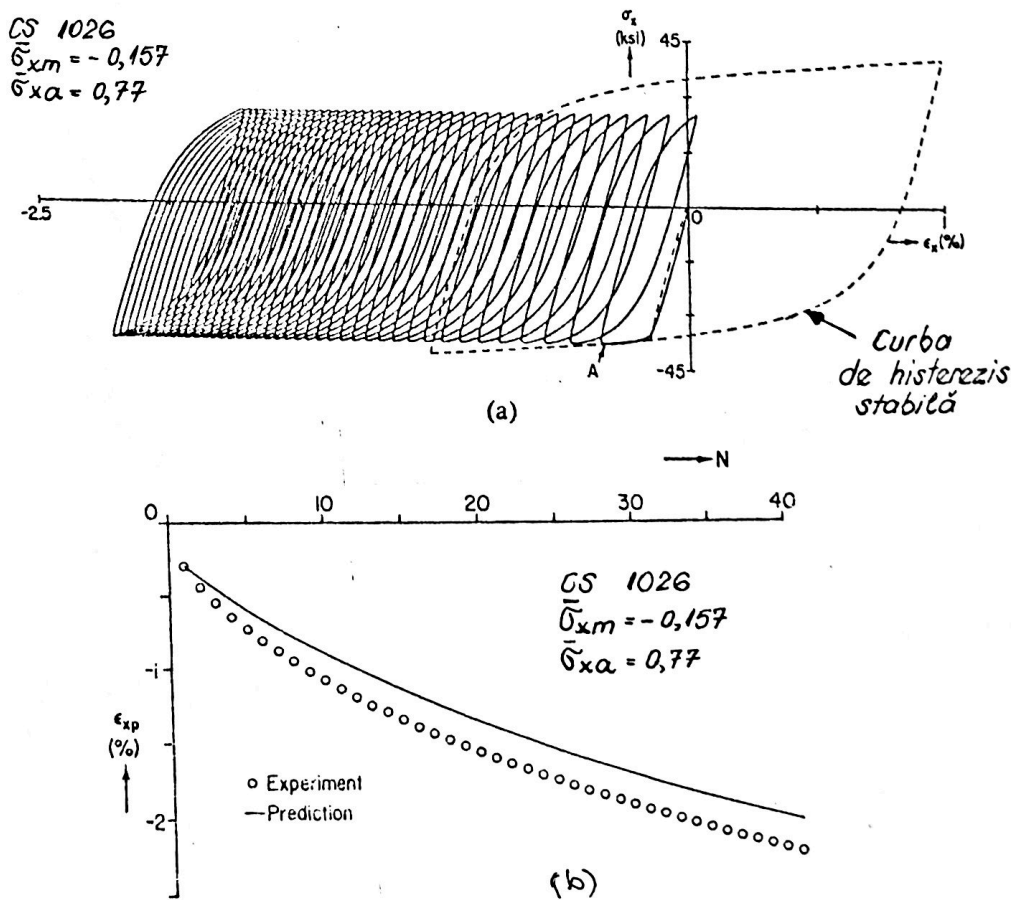


Fig.7.6.5

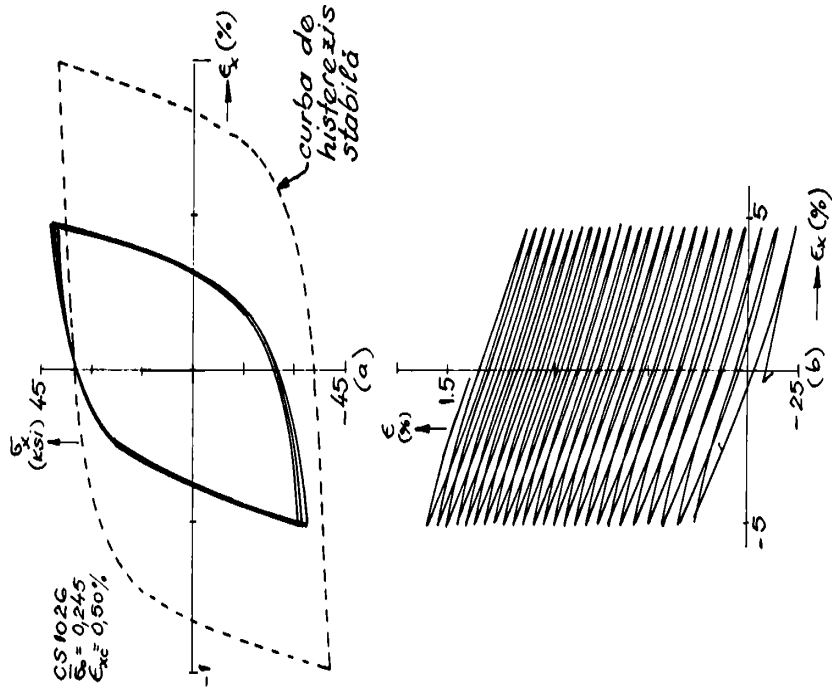


Fig. 7.6.7

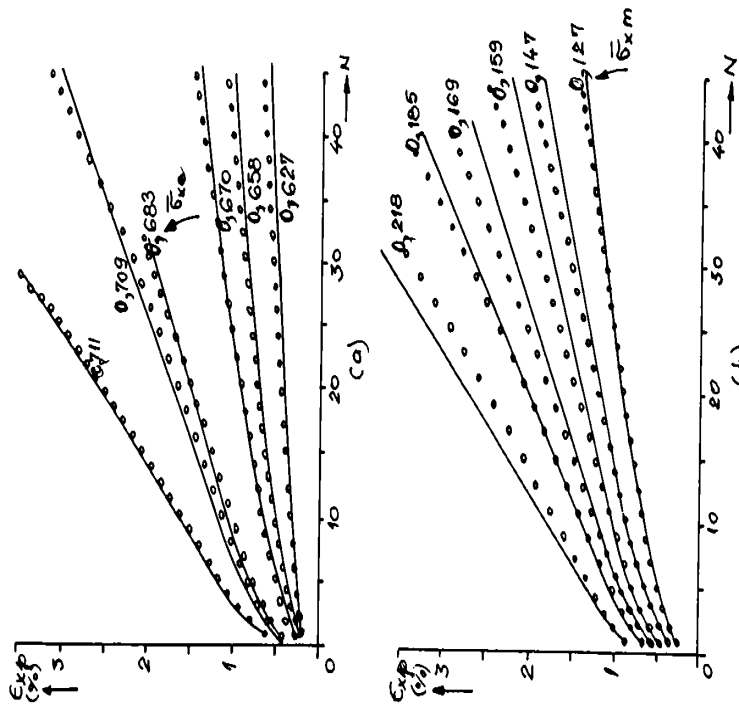


Fig. 7.6.6

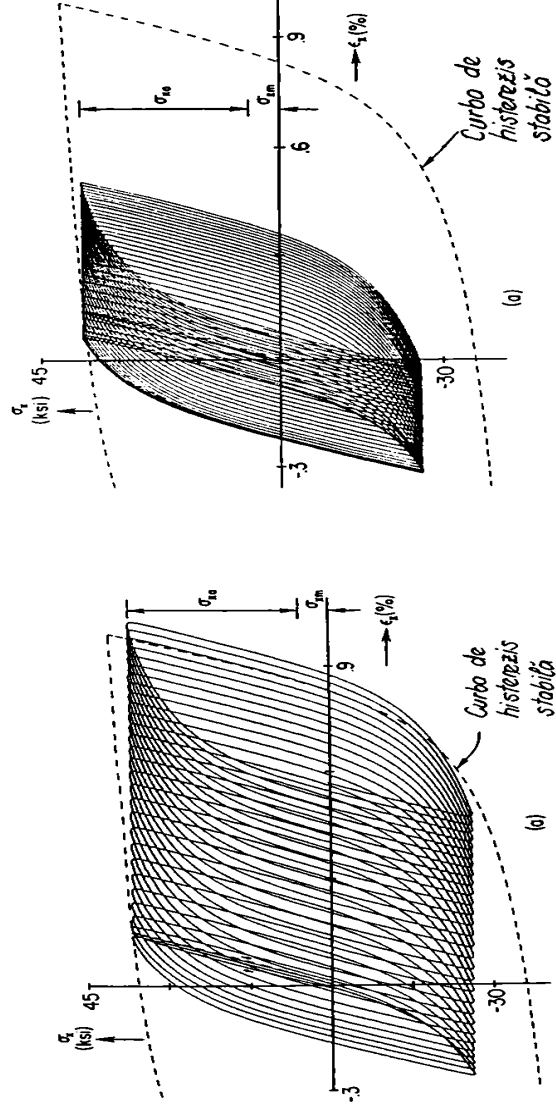
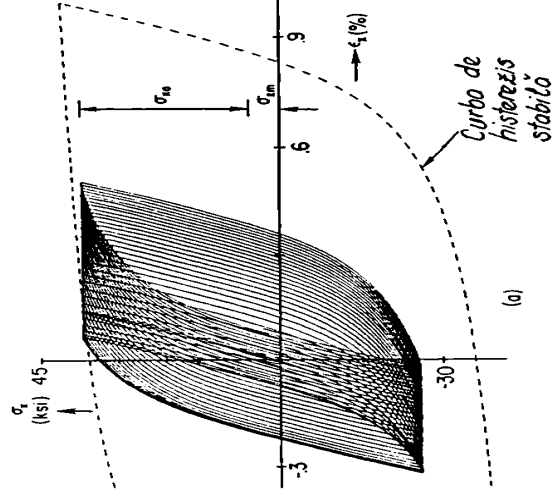
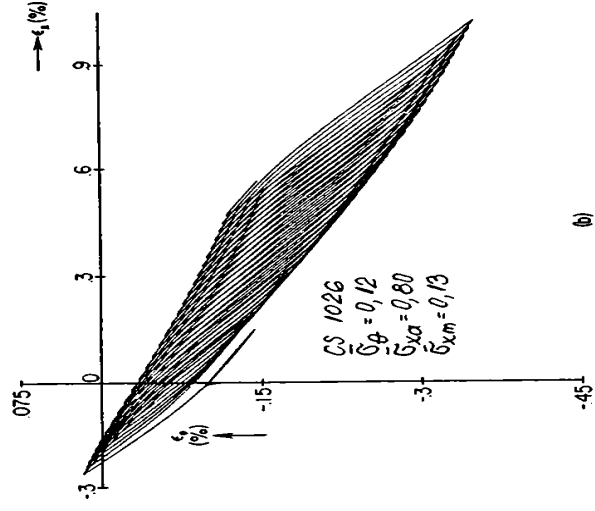


Fig. 7.6.8



CS 1026  
 $\bar{\delta}_\theta = 0,249$   
 $\bar{\delta}_{xa} = 0,800$   
 $\bar{\delta}_{xm} = 0,13$

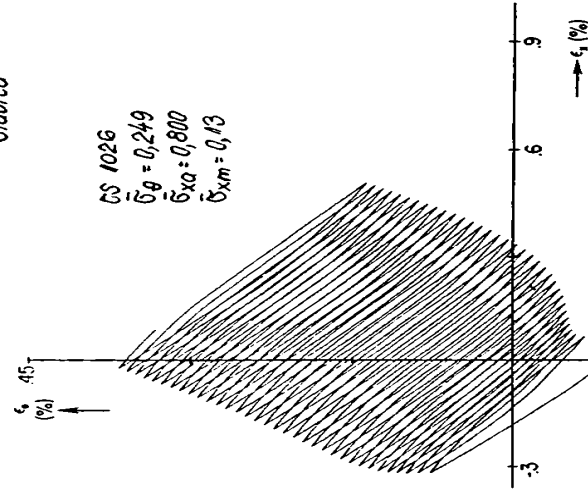


Fig. 7.6.9

deformației circumferențiale,  $\epsilon_\theta$ , în cazul în care limitele de variație a lui  $\epsilon_x$  sunt constante. Se poate observa apariția deformației progresive  $\epsilon_p$ ; la început, viteza DP este mai mare, dar după câteva cicluri devine aproximativ constantă.

Un alt tip de experiment este acela în care, după obținerea buclei stabilizate prin același procedeu ca mai sus, se aplică probei o presiune constantă și o variație ciclică a tensiunii axiale (controlul tensiunii). În cazul în care solicitarea axială ciclică nu este simetrică ( $\sigma_{x,m} > 0$ ) și tensiunea circumferențială  $\sigma_\theta$  are o astfel de mărime încât  $\sigma_\theta/R_{p0,2} = 0,12$ , iar amplitudinea tensiunii ciclice este  $\sigma_{x,a} = 0,8$ , răspunsul în planul deformațiilor are forma din Fig. 7.6.8.a, unde se observă că se produce DP după ambele direcții:  $\epsilon_x$  și  $\epsilon_\theta$ . Este interesant de observat că deși materialul a fost stabilizat ciclic anterior, curbele de histerezis care apar se modifică semnificativ cu creșterea numărului de cicluri. Modificarea aceasta este mult mai importantă decât cea produsă la solicitarea uniaxială. Ambele deformații cresc, (DP), așa cum se vede în Fig. 7.6.8.b.

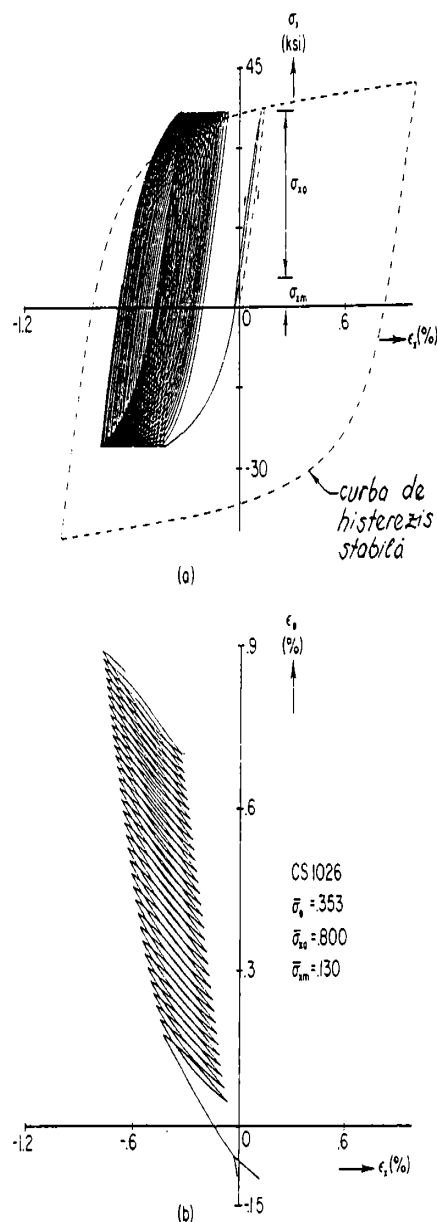


Fig. 7.6.10

Efectul modificării presiunii interioare în cazul menținerii aceleiași tensiuni medii și amplitudini a tensiunii se poate urmări în figurile ce urmează: spre exemplu, pentru  $\sigma_\theta = 0,249$ , comportarea materialului este de forma din Fig. 7.6.9 ( $\epsilon_\theta > 0$  și crește,  $\epsilon_x > 0$ , iar rata de creștere a deformației axiale se reduce cu numărul de cicluri.). Dacă presiunea interioară crește și mai mult, astfel încât  $\sigma_\theta = 0,353$ , atunci  $\epsilon_\theta$  devine predominant față de  $\epsilon_x$ , deformația progresivă  $\epsilon_p$  este pozitivă și crește, în timp ce  $\epsilon_x$  este negativă, așa cum se vede în Fig. 7.6.10.b.

În ansamblu, DP multiaxială care se produce la creșterea lui  $\sigma_\theta$  se poate urmări în Fig. 7.6.11, în spațiul deformațiilor ( $\epsilon_{\theta,m}$ ,  $\epsilon_{x,m}$ ), pentru  $N = 45$  cicluri (valoarea medie s-a calculat ca media valorilor extreme de la fiecare ciclu). Fiecare punct de pe diagramă corespunde situației obținute la fiecare al cincilea ciclu. Cea mai mare viteză a DP se produce pentru  $\sigma_\theta = 0$ . În acest caz  $\epsilon_{\theta,m}$  crește în valoare absolută cu o viteză cam jumătate din cea a lui  $\epsilon_{x,m}$ , așa cum era de așteptat considerând deformația plastică incompresibilă.

Din cele câteva exemple date mai sus se poate trage concluzia că fenomenul DP este deosebit de complex, studiarea sa necesitând în primul rând instalații de testare costisitoare. Câteva aspecte privind DP se pot deduce din încercările

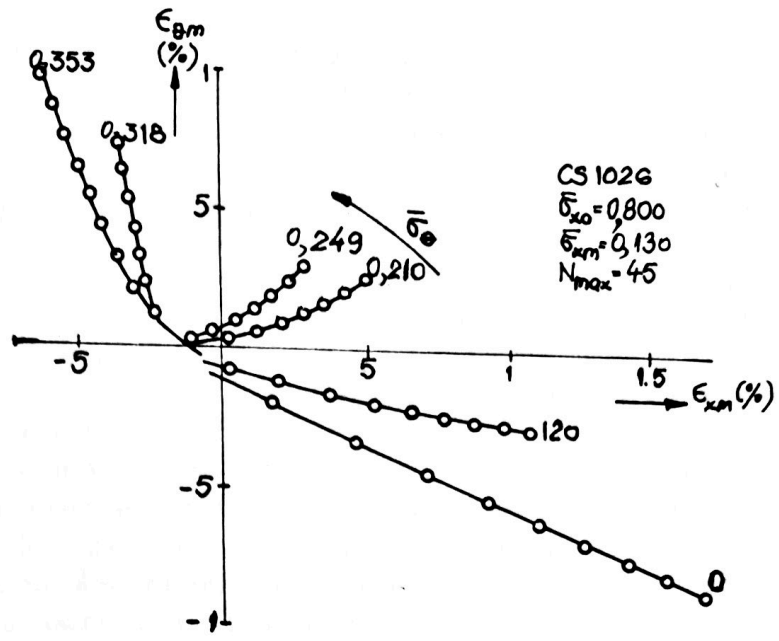


Fig.7.6.11

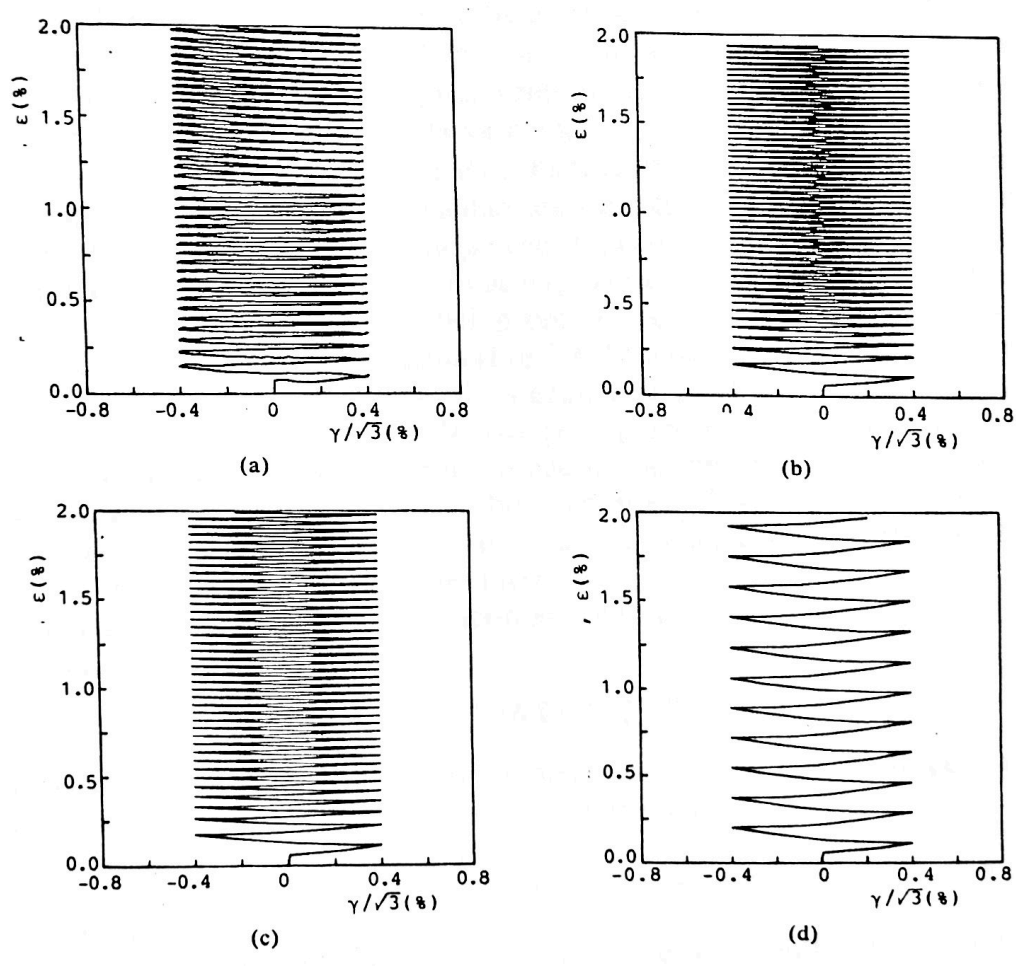


Fig.7.6.12

standard (de exemplu, întărirea izotropica), în timp ce altele necesita teste experimentale speciale, și de aceea nu sunt întotdeauna studiate.

Una din dificultățile în identificarea diferitelor fenomene legate de DP a materialului este aceea ca nu toate fenomenele pot fi izolate în teste de material, întrucât unele din ele se produc simultan și ca atare, pentru interpretarea lor trebuie o examinare foarte atentă a rezultatelor.

Câteva fenomene de DP a materialului pot fi exprimate prin ecuații constitutive simple (de exemplu, modelul cu întarire cinematica liniara), pe când alte fenomene trebuie descrise într-un cadru teoretic complicat. Modelarea acestora face obiectul unor cercetari actuale.

În acest sens s-au efectuat multe studii teoretice pornind de la modelul de plasticitate ciclica Chaboche (prezentat la Capitolul 2). Autorul însuși recunoaște ca este necesara actualmente o mai buna modelizare a DP în modelele existente [Ch10]-[Ch12], [Rs1]. Descrierea acesteia în ecuații constitutive este legata în principal de întarirea cinematica [Go1], [To1], dar regulile clasice (liniare și/sau neliniare) de întarire nu pot modela corect fenomenul, conform observațiilor experimentale. Pentru aceasta este necesar ca regulii de întarire să se mai asocieze reguli suplimentare.

Modelul de baza ales este cel cu întarire cinematica neliniara (NLK), care poate modela corect comportarea ciclica a materialului. În modelele [Ch10], [Ch11] s-a propus o suprapunere a câtorva reguli cinematice peste cea de baza, NLK.

De asemenea, modelul propus de [Rs1] da câteva rezultate bune dar cu anumite limitari. În [Ch12] se propune o noua posibilitate, și anume doua modele NLK modificate care folosesc pentru termenul de revenire dinamica o funcție de putere (ca în codul MATMOD, [Hn1]) sau una tip treapta (prag) care joaca rolul limitei de acomodare. Ecuațiile constitutive din [Ch12] se bazeaza pe aceasta ultima varianta.

Modelul vâsco-plastic Chaboche sta la baza modelarii DP multiaxiale și în alte studii, cum ar fi [Gp1], care utilizeaza ca sollicitare biaxiala cazul întinerii combinate cu răsucire. Ca regula de întarire neliniara se folosește cea Armstrong-Frederik, care are ca rezultat o acomodare imediata sau o DP infinita. În același spirit se înscriu și preocuparile din [Ow2]. Simularile obținute cu modelul îmbunătățit propus (descriș principal la Capitolul 3), se poate descrie corect DP constatata experimental (Fig.7.6.12,a) în cazul sollicitarii biaxiale cu  $\sigma=100$  Mpa și  $\gamma/\sqrt{3}=5e-4/s$  și  $\Delta\gamma/\sqrt{3}=0.8\%$ . Rezultatele simulate cu modelul autorului sunt prezentate în Fig.7.6.12, b (pentru  $M=4$ ) și c (pentru  $M=8$ ). În figura d se prezinta simularea obținuta cu modelul Armstrong-Frederik, pe care se bazeaza și modelul Chaboche cu întarire NLK. Se observa ca rezultate bune da modelul [Ow2] pentru cazul  $M=8$ .

Regula de întarire propusa de [Bc2] aduce o îmbunătățire, dar și ea conduce la acomodare (o subestimare a deformației progresive).

Modelul [D10] combina cele 2 abordari anterioare, introducând un nou parametru,  $\delta$  ( $0 < \delta < 1$ ).

$$\dot{X} = C \left( \frac{2}{3} a \dot{\epsilon}^p - (\delta X + (1-\delta)(X:n)n) \|\dot{\epsilon}^p\| \right) \quad (7.6.1)$$

Daca se introduc 2 tensiuni  $X_i$  ( $i=1,2$ ), se poate modela situația de DP permanenta [Gp2], iar daca în una din ele se face  $\delta = 0$ , se poate modela acomodarea.

Cu toate îmbunătățirile prezentate anterior, introduse de diverși cercetatori, modelul Chaboche ramane cel mai des utilizat, fie în forma sa independenta de timp, fie în forma unificata [P11].

Privitor la fenomenul deformației progresive și la utilizarea unuia sau altuia din modelele constitutive, normele standardizate de proiectare nu ofera nici o ghidare pentru alegerea acestora pentru studiul unei posibile situații de deformare progresiva.

Metodele simplificate, care se bazeaza pe comportamentul elastic- perfect plastic pot doar identifica daca un anumit mecanism de DP se va produce, fara a da posibilitatea calcului marimii deformațiilor care se vor produce ca urmare a existenței acestui fenomen.

## CAPITOLUL 8

## CALCULUL MECANIC SI TERMIC AL CONDUCTELOR DE ABUR

## 8.1 Influența dilatarilor termice

Tensiunile produse de dilatarile- contracțiile termice pot avea următoarele cauze:

A: restricțiile (atunci când dilatarea sau contracția liberă a sistemului de conducte este împiedicată în diverse moduri: suporturi de fixare, puncte de ancorare, etc)

B: gradientul de temperatura (datorită tensiunilor din pereții conductei aparute ca urmare a variațiilor mari și rapide de temperatura, precum și a distribuției neuniforme a temperaturii)

## 8.1.1. Tensiuni de tipul A

La pornirea și oprirea blocului turbinei (mai ales la rece), aburul din conductele principale suferă variații mari de temperatura. Un studiu al autoarei [Bj20] are ca obiect determinarea tensiunilor și deformațiilor pe care le suferă conducta în această situație.

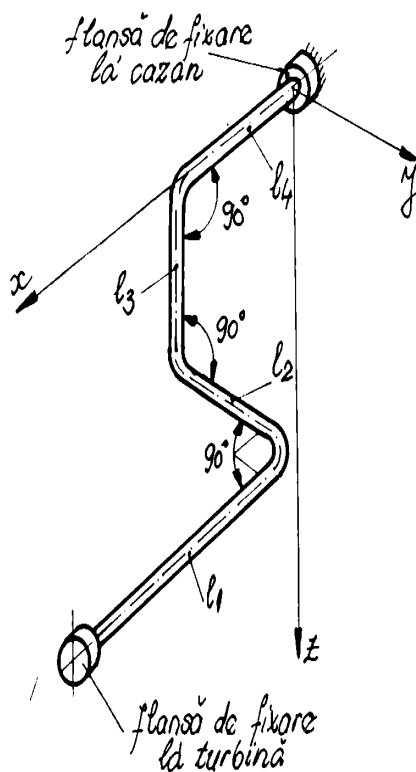


Fig.8.1.1

În cadrul acestuia, s-a considerat un sistem de conductă spațială, care în faza de pornire a blocului, este supusă la o creștere de temperatura de 550 C. Lungimile celor 4 tronșoane ale acesteia sunt:  $l_1 = 3$  m,  $l_2 = 1,5$  m,  $l_3 = 2,5$  m și  $l_4 = 4$  m (Fig.8.1.1). Legătura acesteia cu cazanul și turbina s-a asimilat cu o încăstrare; de asemenea, se considera ca nu este pretensionată și nu s-a autopretensionat [Pol]; diametrul exterior este  $d_e = 273$  mm, iar diametrul interior  $d_i = 200$  mm. Calculul termic al sistemului de conductă, de 6 ori static nedeterminată s-a făcut utilizând codul cu EF COSMOS- M. Discretizarea acesteia s-a făcut prin 30 de elemente termice și 33 de noduri, conform Fig.1 din listingul L8.1.1, ținând cont de existența razelor de racordare dintre tronșoane. În figura sunt reprezentate și nodurile care aparțin zonei coturilor.

Reacțiunile  $X_i$  ( $i = 1..6$ ), care apar în cele 2 încăstrări din nodurile 1 și 33 au valorile prezentate tot în L8.1.1, exprimate în [N] și respectiv [Nm], iar direcțiile 1...6 reprezintă:  $u_x, u_y, u_z$  (deplasări) și  $r_x, r_y, r_z$  (rotiri). Tot în L8.1.1 se prezintă valorile deplasărilor [m] și rotirilor [rad] în nodurile din capetele tronșoanelor și deformația sistemului de conductă (Fig.2). Se constată că cea mai mare deplasare și rotație se produce în nodul 17. În Fig.3- Fig.8 din listingul L8.1.2 se pot urmări diagramele de eforturi corespunzătoare acestei încărcări termice, iar în listingul L8.1.3, valorile eforturilor ([N] și [Nm]) și a tensiunilor normale (notate cu  $S_{min}$  și  $S_{max}$ ) și tangențiale (notate Tr.CTOR/lp), exprimate în [N/m<sup>2</sup>]. Celelalte notații au semnificațiile: Fr  $\leftrightarrow$  Nx, Vs



↔ Ty, Vt ↔ Tz, Tr ↔ Mx, Ms ↔ My și Mt ↔ Mz. Urmărind valorile listate, se constata că cele mai mare valori ale tensiunii se produc în nodul 23 al elementului 21, unde  $S_{\max} = 345,2$  MPa și  $Tr.CTOR/I_p = 17,5$  MPa. Materialul conductei are, la temperatura de 550 C, limita de curgere  $R_{p0,2} = 243$  MPa, deci tensiunea rezultantă în acest punct depășește limita de curgere cu 40%.

## 8.1.2. Tensiuni de tipul B

### 8.1.2.1 Calculul câmpului de temperatura și a tensiunilor termice

Ecuatia generala a conductiei termice este:

$$\frac{1}{a} \cdot \frac{\partial \theta}{\partial t} = \nabla^2 \theta + \frac{q_v}{\lambda} \quad (8.1.1)$$

unde: a este difuzivitatea termica a corpului [m<sup>2</sup>/s],  $\theta$  este temperatura [°C], t este timpul [s],  $q_v$  este fluxul unitar [ ], iar  $\lambda$  este conductivitatea termica [W/m°C].

#### a) conductia termica și tensiuni termice in regim constant

Pentru corpuri fara surse interioare de caldura ( $q_v=0$ ) și în cazul coordonatelor cilindrice (cazul conductelor termice), relatia (8.1.1) devine:

$$\nabla^2 \theta = \frac{\partial^2 \theta}{\partial r^2} + \frac{1}{r} \cdot \frac{\partial \theta}{\partial r} \quad (8.1.2)$$

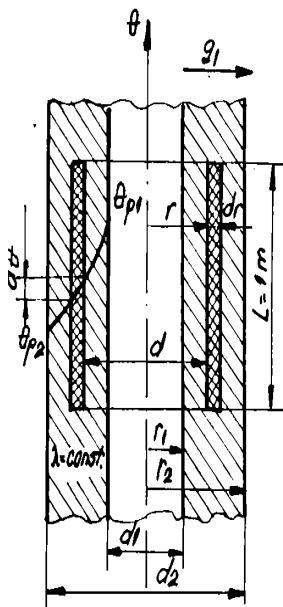


Fig.8.1.2

În cazul peretelui cilindric tubular, relatia pentru conductia termica unidirectionala este, conform Fig.8.1.2:

$$\theta(r) = \theta_{p1} - (\theta_{p1} - \theta_{p2}) \frac{\ln(r/r_i)}{\ln(r/r_e)} \quad (8.1.3)$$

Tensiunile care se produc în acest caz pe grosimea peretelui, considerând comportarea liniar elastica a materialului sunt [Ci1]:

$$\sigma_z = \frac{\sigma_r + \sigma_t}{2} \quad (8.1.4)$$

$$\sigma_r = \frac{E\alpha\Delta\theta}{2(1-\mu)\ln k} \left[ -\ln \frac{r}{r_e} + \frac{r_e^2 - r^2}{r_e^2 - r_i^2} \cdot \frac{r_i^2}{r^2} \cdot \ln k \right] \quad (8.1.5)$$

$$\sigma_t = \frac{E\alpha\Delta\theta}{2(1-\mu)\ln k} \left[ -\ln \frac{r}{r_e} - \frac{r_e^2 - r^2}{r_e^2 - r_i^2} \cdot \frac{r_i^2}{r^2} \cdot \ln k \right] \quad (8.1.6)$$

unde s-au utilizat notiatiile:  $\sigma_r$ - tensiunea radiala,  $\sigma_t$ - tensiunea circumferențiala,  $\sigma_z$ - tensiunea axiala,  $r_i$ - raza interioara,  $r_e$ - raza exterioara, r- raza curenta,  $\mu$ - coeficientul lui Poisson, k- raportul razelor  $r/r_e$ ,  $\Delta\theta$ - diferenta de temperatura dintre suprafața interioara și exterioara a conductei.

În cazul conductei izolate termic, distributia temperaturii pe raza se determina cu relatia:

$$\theta = \theta_e - \frac{qR_e^2}{4\lambda} \left[ \left( \frac{r}{R_e} \right)^2 - 2\ln \left( \frac{r}{R_e} \right)^2 - 1 \right] \quad (8.1.7)$$

unde  $R_e$  și  $\vartheta_e$  sunt raza la exteriorul conductei, respectiv temperatura mediului exterior.

Un caz considerat de autoare [Cc2] este acela în care distribuția temperaturii pe raza are o formă logaritmică, dar materialul conductei are o comportare elastoplastică:

$$\theta = \frac{T(t)}{\ln k} \quad (8.1.8)$$

unde:  $q = r/r_2$ ;  $k = r_1/r_2$  iar  $\vartheta(t)$  este o funcție de timp care exprimă diferența de temperatură între suprafața interioară și exterioară a conductei. Dacă funcția  $T$  variază lent, se poate accepta distribuția staționară a temperaturii dată de (8.1.8).

Temperatura fiind constantă pe lungimea tubului, secțiunile transversale ale conductei rămân plane, deci deformația specifică a conductei  $\epsilon_z$  are o valoare constantă:

$$\epsilon_z = \text{const} \quad (8.1.9)$$

Condiția de incompresibilitate a materialului sollicitat elastoplastic este în acest caz:

$$\epsilon_r + \epsilon_t + \epsilon_z = 3\alpha\theta \quad (8.1.10)$$

Aplicând relațiile de calcul ale tensiunilor de la tuburi cu pereți groși rezultă:

$$\epsilon_r = 3\alpha\theta - \frac{3\alpha}{r^2} \int \theta r dr - \frac{\epsilon_z}{2} - \frac{C}{r^2} \quad (8.1.11)$$

$$\epsilon_t = \frac{3\alpha}{r^2} \int \theta r dr - \frac{\epsilon_z}{2} + \frac{C}{r^2} \quad (8.1.12)$$

Din expresia intensității deformațiilor  $\epsilon_i$  și din condiția ca valoarea constantei  $C$  să fie aceeași la raza interioară și la cea exterioară [Po2] se obține:

$$\begin{aligned} C &= \frac{3}{2} \alpha \theta r_1^2 - 3\alpha \left( \int \theta r dr \right)_{r=r_1} + \frac{\sqrt{3}}{2} \text{sign} C r_1^2 \sqrt{\epsilon_i^2 - (\epsilon_z - \alpha T)^2} \\ &= -3\alpha \left( \int \theta r dr \right)_{r=r_2} + \text{sign} C \frac{\sqrt{3}}{2} r_2^2 \sqrt{\epsilon_i^2 - \epsilon_z^2} \\ &= \frac{3}{2} \alpha \theta - 3\alpha \int \theta r dr + \text{sign} C \frac{\sqrt{3}}{2} r^2 \sqrt{\epsilon_i^2 - (\epsilon_z - \alpha \theta)^2} \end{aligned} \quad (8.1.13)$$

Din egalitățile (8.1.13) se poate determina intensitatea deformațiilor  $\epsilon_i = f(r)$ :

$$\begin{aligned} \epsilon_i &= \pm [(\epsilon_z - \alpha \theta)^2 + \frac{3\alpha^2}{r^4} (Tr_1^2 - \theta r^2) + 12\alpha \int_{r_1}^r \theta r dr + \frac{k}{r^4} + 12 \frac{\alpha^2}{r^2} (Tr_1^2 \\ &\quad - \theta r^2) \int_{r_1}^r \theta r dr + \frac{2\sqrt{3}\alpha}{r^2} (Tr_1^2 - \theta r^2) \frac{k}{r^2} + \frac{4\sqrt{3}\alpha k}{r^2} \int_{r_1}^r \theta r dr]^{1/2} \end{aligned} \quad (8.1.14)$$

În cazul în care dependența  $\sigma_i = f(\epsilon_i)$  este o funcție polinomială ea va avea formele:

$$\text{- la încărcare:} \quad \sigma_i = \sum_{j=1}^n A_j \epsilon_i^{j-1} \quad (8.1.15)$$

$$\text{- la descărcare:} \quad \sigma_i = E \epsilon_i^p, \quad \epsilon_i^p = \epsilon_i - \epsilon_i^c \quad (8.1.16)$$

În continuare se vor utiliza următoarele notații:

$$k = \text{sign} C r_1^2 \sqrt{\epsilon_i^2 - (\epsilon_z - \alpha T)^2} ; \quad k_1 = 2\alpha Tr_1^2 + \frac{2\sqrt{3}}{3} k$$

$$I(r) = \int \frac{1}{r^3} \sum_{j=1}^n A_j \varepsilon_i^{j-1} dr = \int F(r) dr ; \quad I_1(r) = \int \theta r dr$$

$$I_2(r) = \int \frac{\theta}{r} \sum_{j=1}^n A_j \varepsilon_i^{j-1} dr ; \quad K_2 = K_1 - 4\alpha I_1(r_1)$$

$$I_3(r) = \int F(r) I_1(r) dr ; \quad I_4(r) = \int \theta r \sum_{j=1}^n A_j \varepsilon_i^{j-1} dr$$

$$I_5(r) = \int r \sum_{j=1}^n A_j \varepsilon_i^{j-1} dr ; \quad K_3 = K_1 - 4\alpha I_4(r_1)$$

Cu aceste notații, relațiile pentru calculul tensiunilor și deformațiilor specifice sunt:

$$\sigma_r(r) = k_2 [I(r) - I(r_1)] - 2\alpha [I_2(r) - I_2(r_1)] + 4\alpha [I_3(r) - I_3(r_1)] \quad (8.1.17)$$

$$\sigma_z(r) = \sigma_r + \sum_{j=1}^n A_j \varepsilon_i^{j-1} \left[ \varepsilon_z - 2\alpha t + \frac{k_2}{2} \cdot \frac{1}{r^2} + \frac{2\alpha}{r^2} I_4(r) \right] \quad (8.1.18)$$

$$\varepsilon_r(r) = 3\alpha\theta - \frac{\varepsilon_z}{2} - \frac{3}{4} \frac{k_1}{r^2} - \frac{3\alpha}{r^2} [I_1(r) - I_1(r_1)] \quad (8.1.19)$$

$$\varepsilon_z(r) = -\frac{\varepsilon_z}{2} + \frac{3}{4} \frac{k_1}{r^2} + \frac{3\alpha}{r^2} [I_1(r) - I_1(r_1)] \quad (8.1.20)$$

Calculul tensiunilor și deformațiilor specifice se poate face la anumite momente impuse de timp, ținând cont de fiecare dată de istoria încărcării. Rezolvarea analitică a ecuațiilor stabilite mai sus este dificilă, implicând un mare volum de calcule. Este deci necesară rezolvarea pe cale numerică. Pentru un asemenea calcul iterativ ("N" puncte pe secțiune și "M" momente de timp) se prezintă schema logică SL.8.1, concepută și utilizată de autoare la determinarea tensiunilor și deformațiilor specifice la o conductă de abur la care temperatura pereților se modifica lent [Cc2].

#### b) conducția termică și tensiuni termice în regim tranzitoriu

În cazul proceselor termice tranzitorii, atât temperatura cât și fluxul termic într-un punct oarecare sunt mărimi variabile în timp, câmpul de temperatura depinzând de timp și de coordonatele punctului considerat. Fenomenul este descris de ecuația lui Fourier, care în cazul unidimensional are forma:

$$\frac{\partial \theta}{\partial t} = a \cdot \frac{\partial^2 \theta}{\partial x^2} \quad (8.1.21)$$

Intrucât în literatura nu s-au găsit relații analitice pentru determinarea câmpului de temperatura tranzitoriu pentru cazul cilindrului gol, s-a făcut un calcul aproximativ al acestuia de către autoare, considerând următoarele situații:

1) placa plană infinită.

Această situație de calcul corespunde distribuției tranzitorii a temperaturii într-o conductă de diametru mare, la timpi mici după modificarea temperaturii, în puncte care se găsesc în vecinătatea peretelui interior.

Dacă considerăm o astfel de placă cu grosimea  $2\delta$  (Fig.8.1.3,a) introdusă într-un mediu cu temperatura constantă  $\theta_f$  cu coeficientul de convecție  $\alpha = \text{constant}$ , soluția ecuației Fourier pentru acest caz (cu notațiile din figura) este:

$$\frac{\theta - \theta_f}{\theta_0 - \theta_f} = 2 \cdot \sum \frac{\sin \beta_n \cos(\frac{\beta_n x}{\delta})}{\beta_n + \sin \beta_n \cos \beta_n} \cdot \exp(-\beta_n^2 Fo) \quad (8.1.22)$$

unde  $\beta_n$  sunt radacinile ecuatiei transcendente:

$$\beta_n \cdot \text{tg} \beta_n = \frac{\alpha \cdot \delta}{\lambda} = Bi \quad (8.1.23)$$

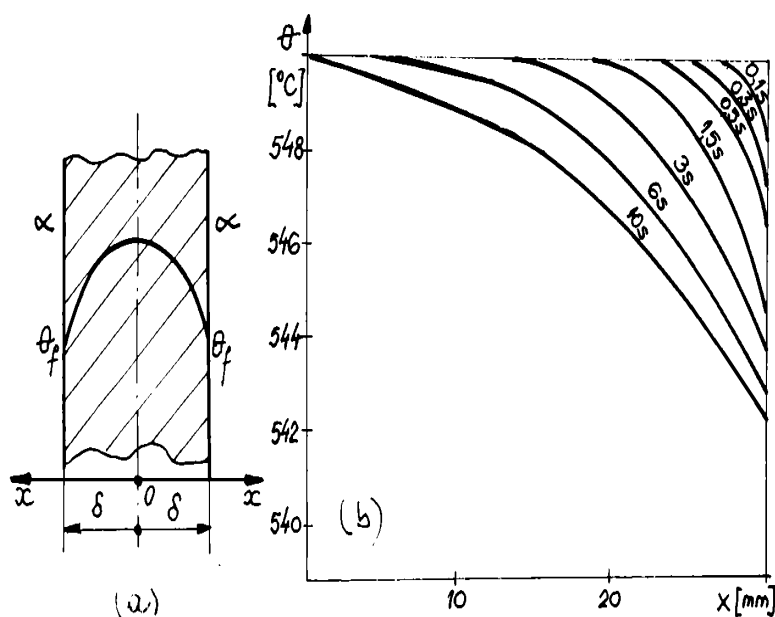


Fig.8.1.3

Rezultatele calculului se gasesc in [Bj4], unde sunt calculate primele 100 radacini ale ecuatiei (8.1.23) dupa un program FORTRAN cu schema logica din listingul SL.8.2. Cu aceste radacini s-a calculat distributia temperaturii pe grosimea peretelui, in 11 puncte, pentru 10 momente de timp. Programul de calcul, scris in limbaj FORTRAN se bazeaza pe schema logica SL.8.3, iar rezultatele se pot urmari in Fig.8.1.3,b pentru cazul unei placi ce are temperatura initiala constanta 550 C, racita pe ambele parti de un fluid cu temperatura de 540 C. In figura se prezinta situatia pentru jumatate de placa ( $\delta = 30$  mm)

2) perete semiinfinit

Cu aceiasi justificare ca cea de la punctul 1), pentru acest caz, distributia temperaturii se poate calcula aproximativ cu relația:

$$\frac{\theta_f - \theta}{\theta_f - \theta_0} = \text{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{a \cdot t}}\right) + \exp\left[\frac{\alpha \cdot x}{\lambda} + \frac{\alpha^2 \cdot a \cdot t}{\lambda^2}\right] \left[1 - \text{erf}\left(\frac{\alpha \sqrt{a \cdot t}}{\lambda} + \frac{x}{2\sqrt{a \cdot t}}\right)\right] \quad (8.1.24)$$

In lucrarea [Bj3] se prezinta un program de calcul FORTRAN (cu schema logica SL.8.4, pentru determinarea campului de temperatura in acest caz. Temperatura se determina in 31 de pozitii si in 22 momente de timp. In Fig.8.1.4,a,b se prezinta peretele, respectiv distributia temperaturii pe perete in cateva momente de timp (intre 0,15s și 10s).

3) cilindru cu pereti grosi

Pentru acest caz solutia exacta contine functii Bessel si logaritmice de "r" si exponentiale pentru "t" [Bj27]. Intrucât în conditii de incalzire sau racire rapida (soc termic), coeficientul de schimb de caldura al fetei expuse este ridicat, este posibil sa-l consideram infinit. Mai mult, daca timpii considerati sunt mici, astfel incat suprafata neexpusa nu-si

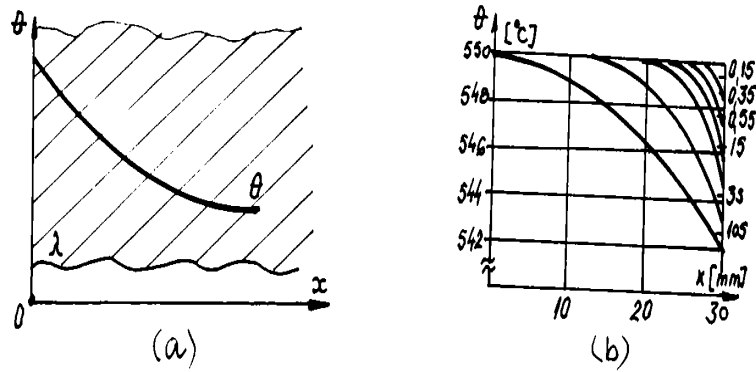


Fig.8.1.4

modifică temperatura, iar suprafața expusă are temperatura invariabilă, distribuția temperaturii se poate calcula astfel (se face convenția ca suprafața care este încălzită sau răcită să o numim "expusă" și are indicele "E"):

$$\frac{\theta}{\Delta\theta} = \sqrt{\frac{r_E}{r}} \operatorname{erfc} \frac{r-r_E}{2\sqrt{a \cdot t}}, \text{ dacă:} \quad (8.1.25)$$

$$\frac{a \cdot t}{r_E^2} < 0,06 \text{ și } 0,4 < \delta_E < \frac{6\sqrt{a \cdot t}}{r_E}$$

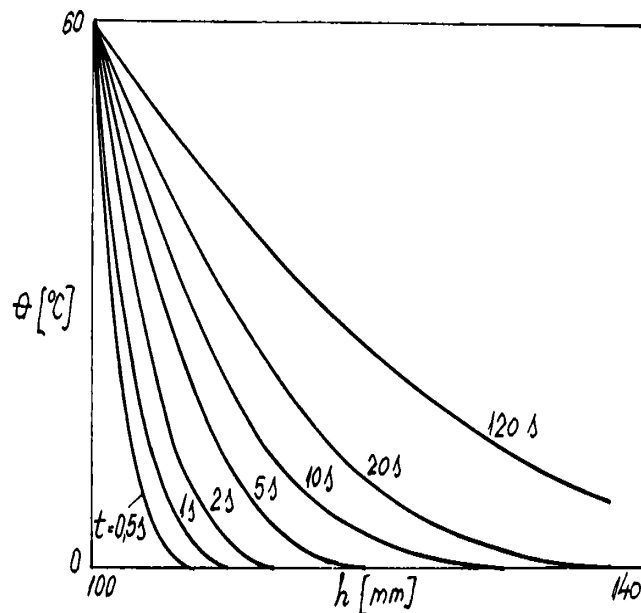


Fig.8.1.5

unde  $\delta_E = \delta/r_E$ ,  $\delta$ - grosimea peretelui,  $\theta_i$ - temperatura inițială,  $\theta$ - temperatura relativă față de  $\theta_i$ ,  $\Delta\theta$ - temperatura suprafeței expuse față de  $\theta_i$ ,  $a$ - difuzivitatea termică.

Distribuția temperaturii pe secțiunea unei conducte având  $r_e = 137.5\text{mm}$ ,  $r_i = 100\text{mm}$ ,  $a_0 = 1.63 \cdot 10^{-5} \text{m}^2/\text{s}$  și  $E_0 = 160000 \text{MPa}$  (valori la  $550^\circ\text{C}$ ), în cazul unei variații de temperatura a aburului de  $60^\circ\text{C}$ - este prezentată în Fig.8.1.5, pentru diferite momente, iar în Fig.8.1.6 se poate urmări distribuția temperaturii în timp, pentru diferite raze curente. Calculul s-a făcut utilizând codul MATCAD. Discretizarea geometriei conductei (poziții radiale axi-simetrice) s-a făcut considerând 31 poziții pe grosimea acesteia iar momentele alese pentru calcul au fost  $t = 0.5\text{s}$ ,  $1\text{s}$ ,  $2\text{s}$ ,  $5\text{s}$ ,  $10\text{s}$ ,  $20\text{s}$ ,  $120\text{s}$ .

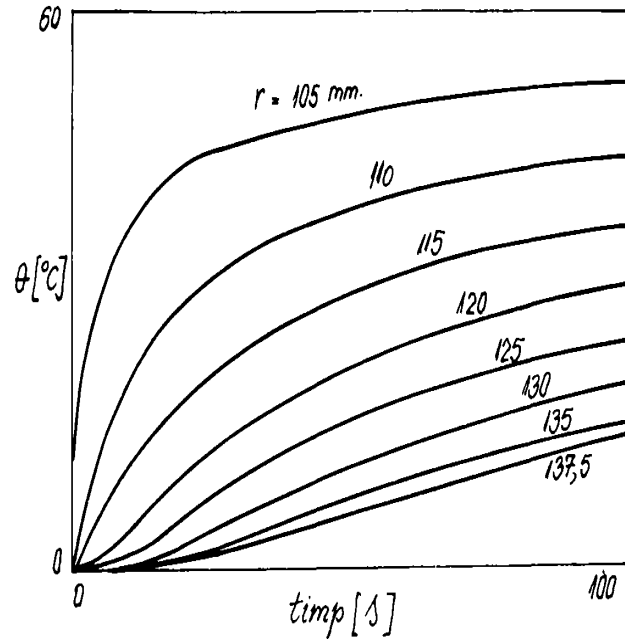


Fig.8.1.6

4) cilindru de lungime infinita.

Acest caz este interesant pentru determinarea distributiei temperaturii intr-o conducta pentru situatia de avariere a izolatiei exterioare.

Solutia ecuatiei de transmitere a caldurii in aceste conditii este:

$$\theta = \sum_{i=1}^{\infty} \frac{2J_1(\beta_i)J_0(\beta_i \frac{r}{R})}{\beta_i [J_0^2(\beta_i) + J_1^2(\beta_i)]} \exp(-\beta_i^2 Fo) \quad (8.1.26)$$

unde  $J_0(\beta_i)$  si  $J_1(\beta_i)$  reprezinta functiile Bessel:

$$J_0(\beta) = \sum_{m=0}^{\infty} \frac{(-1)^m}{m!} \left(\frac{\beta}{2}\right)^{2m}, \quad J_1(\beta) = \frac{\beta}{2} \sum_{m=0}^{\infty} \frac{(-1)^m}{m!(m+1)!} \left(\frac{\beta}{2}\right)^{2m} \quad (8.1.27)$$

iar  $\beta_i$  sunt radacinile ecuatiei transcendente: 
$$\beta_i = \frac{\alpha \cdot R}{\lambda} \frac{J_0(\beta_i)}{J_1(\beta_i)} \quad (8.1.28)$$

Distributia temperaturii data de (8.1.26) prin rezolvarea ecuatiei transcendente (8.1.28) este prezentata in lucrarile [Bj2], [Cc4], prin utilizarea de programe de calcul FORTRAN (SL.8.4). Etapa de calcul a distributiei de temperatura, care contine subprogramele de calcul ale functiilor Bessel  $J_0$  și  $J_1$  nu mai sunt introduse în schema logica.

Pentru calculul tensiunilor tranzitorii se pot considera relatiile:

$$\sigma_r = \frac{\alpha E}{(1-\mu)r^2} \left[ \frac{r^2 - r_i^2}{r_e^2 - r_i^2} \int_{r_i}^r r\theta(r,t) dr - \int_{r_i}^r r\theta(r,t) dr \right] \quad (8.1.29)$$

$$\sigma_t = \frac{\alpha E}{(1-\mu)r^2} \left[ \frac{r^2 + r_i^2}{r_e^2 - r_i^2} \int_{r_i}^r r\theta(r,t) dr + \int_{r_i}^r r\theta(r,t) dr - r^2\theta(r,t) \right] \quad (8.1.30)$$

$$\sigma_z = \frac{\alpha E}{(1-\mu)r^2} \left[ \frac{2}{r_e^2 - r_i^2} \int_{r_i}^r r\theta(r,t) dr - \theta(r,t) \right] \quad (8.1.31)$$

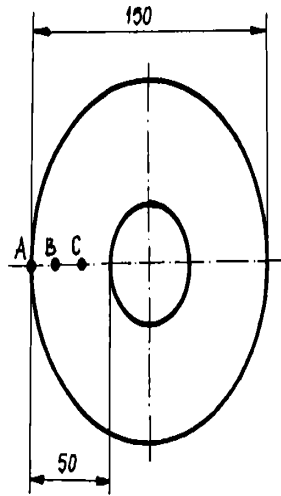


Fig.8.1.7

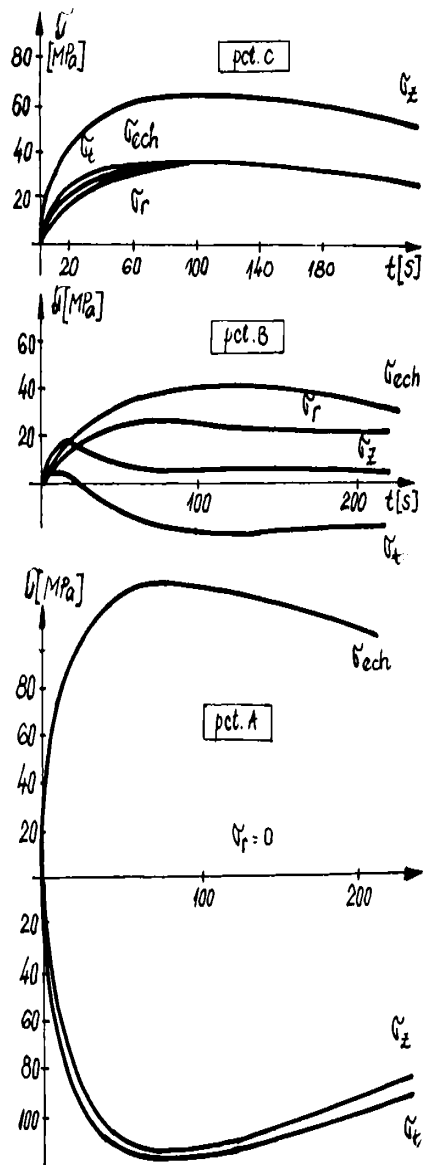


Fig.8.1.8

Acestea au fost utilizate de autoare pentru calculul tensiunilor dintr-o conductă care are geometria conform Fig.8.1.7.

Pentru efectuarea calculelor a fost conceput un program special, a cărui schema logică este prezentată în SL.8.5.

Metoda de calcul prezentată a fost aplicată în cazul unui cilindru din oțel având  $r_1 = 25$  mm,  $r_2 = 75$  mm, temperatura inițială uniformă  $20^\circ\text{C}$ , temperatura la exterior se modifică la  $450^\circ\text{C}$ ; s-a considerat  $E = 2,1 \times 10^5$  MPa,  $\alpha = 12 \times 10^{-6}$  grad $^{-1}$ ,  $\mu = 0,3$  (coeficientul de contracție transversală),  $r$  (raza curentă),  $\vartheta(r,t)$ -(funcția distribuției temperaturii), conform relației (8.1.24).

În Fig.8.1.8, a,b,c se prezintă curbele de variație a tensiunilor  $\sigma_r$ ,  $\sigma_t$ ,  $\sigma_z$  și  $\sigma_{ech}$  (tensiunea echivalentă Mises) în funcție de timp în trei puncte de pe secțiunea transversală a cilindriului (A, B, C, Fig.8.1.7).

Pentru calculul tensiunii echivalente,  $\sigma_{ech}$  s-a considerat relația:

$$\sigma_{ech} = \sqrt{\sigma_r^2 + \sigma_t^2 + \sigma_z^2 - \sigma_r \sigma_t - \sigma_r \sigma_z - \sigma_t \sigma_z} \quad (8.1.32)$$

Se poate observa că tensiunile  $\sigma_r$ ,  $\sigma_z$  și  $\sigma_{ech}$  au valorile maxime la suprafața exterioară (punctul A, Fig.8.1.7). De asemenea, tensiunea echivalentă maximă apare după 78 s, când temperatura peretelui exterior este de  $113,1^\circ\text{C}$ , iar a celui interior este de  $42,2^\circ\text{C}$ , și are valoarea MPa.

### 8.1.2.2 Utilizarea programelor cu EF pentru determinarea câmpului de temperatura și a tensiunilor tranzitorii

a) tensiuni în regim normal de funcționare

În acest caz s-a considerat că materialul are o comportare elastoplastică cu întărire cinematică neliniară. Calculul tensiunilor este foarte dificil de efectuat fără utilizarea mijloacelor moderne de calcul. De regulă se apelează la programe bazate pe EF. Un asemenea program este și COSMOS-M, care are posibilitatea efectuării analizei neliniare tranzitorii. Pentru toate calculele ce urmează a fi prezentate în continuare, pentru materialul conductei (oțel 12H1MF) s-au considerat curbele caracteristice experimentale pentru diferite temperaturi, introduse în program punct cu punct (la  $20^\circ\text{C}$ ,  $100^\circ\text{C}$ ,  $200^\circ\text{C}$ ,  $300^\circ\text{C}$ ,  $400^\circ\text{C}$ ,  $500^\circ\text{C}$ ,  $600^\circ\text{C}$  (aceste curbe au fost prezentate anterior, la Capitolul 3).

Se considera că în regim normal de funcționare, temperatura aburului și a suprafeței interioare a conductei, poate suferi variații permanente în limitele de  $\pm 20^\circ\text{C}$ . Pentru această situație ( $\Delta\vartheta = +20^\circ\text{C}$ ) s-a calculat, prin codul cu EF COSMOS-M, modulul MODSTAR pentru analiza neliniară termică, distribuția de temperatură și tensiunile termice în condiții tranzitorii [Bj18]. Peretele conductei ( $r_i = 100$  mm,  $r_e = 137,5$  mm) considerat o fâșie (axial-simetrică), este discretizat prin 20 elemente axisimetrice, având 42 noduri (Fig.8.1.9) și stare plană de deformare. La interior s-au considerat nodurile mai apropiate, pentru a putea evidenția fenomenele locale.

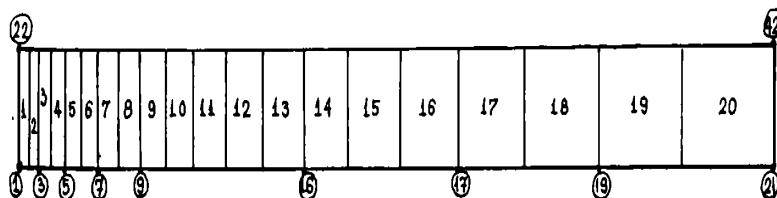


Fig.8.1.9

Condițiile la limita (termice) sunt: temperatura la interiorul conductei are o variație bruscă de  $20^\circ\text{C}$ ; la peretele exterior se produce o conducție liberă oțel-aer, cu un coeficient



de convecție  $h = 5 \text{ W/m}^2 \text{ C}$ , iar fluxul de caldura este nul pe suprafața de sus și de jos a fâșiei (legatura cu restul conductei). Materialul considerat este un oțel 12H1MF, ale cărui proprietăți termice sunt (ASM, 1978):

-conductivitatea termica:

$$k = 46,39 - 0,0236 \cdot \theta \text{ [W/m}^\circ\text{C]} \quad (8.1.33)$$

- dilatarea termica:

$$\alpha = 13,72 \cdot 10^{-6} + 5,27 \cdot 10^{-9} \cdot \theta \text{ [1/}^\circ\text{C]} \quad (8.1.34)$$

- difuzibilitatea termica:

$$a = 11,7 \cdot 10^{-6} + 5,25 \cdot 10^{-9} \cdot \theta \text{ [m}^2\text{/s]} \quad (8.1.35)$$

- caldura specifica:

$$c_p = 402,6 + 0,632 \cdot \theta \text{ [J/kg}^\circ\text{C]} \quad (8.1.36)$$

Aceste dependențe de temperatura ale proprietăților termice vor fi considerate pentru toate calculele din acest paragraf. Introducerea lor în programul de calcul s-a făcut punct cu punct (tabelar), pentru domeniul de temperaturi de interes.

Distribuția temperaturii în timp, obținută prin simulare, este prezentată în Fig.8.1.10 pentru nodurile 2, 4, 6 apropiate peretelui interior și pentru comparație, cea din nodurile 1 (la interior), 16 (mijloc) și 21 (la exterior). În Fig.8.1.11 se prezintă distribuția corespunzătoare a temperaturii pe toată grosimea peretelui. Se observă că după 100 s, procesul nu este stabilizat. Dacă se rulează programul pentru timpi mai mari (500 s), se obțin pentru variația temperaturii pe grosimea peretelui, rezultatele din Fig.8.1.12.

Analiza valorilor tensiunilor rezultate arată că valorile maxime ale acestora se situează în domeniul comportării elastice a materialului.

b) Distribuția temperaturii și tensiunilor în cazul unui șoc termic

În acest caz s-a considerat o modificare bruscă a temperaturii aburului de la 500 C la 560 C, utilizând aceiași discretizare și condiții de frontieră ca în Fig.8.1.9

S-a folosit pentru calcul programul COSMOS-M. Distribuția tranzitorie a temperaturii pe grosimea conductei, pentru primele 500 s de la aplicarea șocului sunt prezentate în Fig.8.1.13, iar deplasarea radială a nodurilor 1 (interior) și 21 (exterior)- în timp de 100s se poate urmări în Fig.8.1.14.

În cazul șocului termic considerat, distribuția tensiunilor ce rezulta pe grosimea peretelui este prezentată în Fig.8.1.15-8.1.17, pentru timpii 2s, 10s și 100s. Cele mai mari valori ale tensiunii echivalente Misses se produc la  $t = 2\text{s}$  (161.5 MPa), iar cea mai mare tensiune axială și circumferențială are valoarea de -180 MPa, valori care depășesc limita de curgere a materialului la temperatura respectivă.

### 8.1.2.3 Calculul tensiunilor termice tranzitorii în cazul materialului vâscoplastic

Cazul materialului cu comportare vâscoplastică și solicitare termică pură este studiat în [Mu4], prin utilizarea modelului Hart. Se consideră o creștere a temperaturii la interiorul unei conducte având  $r_o/r_i = 1,5$ , cu viteză constantă,  $d\theta/dt = 6^\circ\text{C/h}$ , începând de la temperatura de  $200^\circ\text{C}$ , care este și temperatura suprafeței exterioare,  $\theta_e$ .

În Fig.8.1.18,a se arată că pentru viteza dată de creștere a temperaturii, efectul termoanelastic (vâscos) reduce cu aproximativ 11 % tensiunea obținută în cazul termoelastic. Aceasta reducere a tensiunilor termice poate fi semnificativă pentru multe aplicații, cum ar fi creșterea fisurilor în materiale ductile la temperaturi ridicate. Reducerea tensiunii este mai mică în cazul unei viteze mai mari de încălzire ( $10^\circ\text{C/h}$ ). Rezultatele prezentate se referă la suprafața interioară. În Fig.8.1.18,b se prezintă modificarea în timp a tensiunii circumferențiale pe grosimea peretelui pentru cazul când  $\theta_i(0) = 100^\circ\text{C}$ ,  $\theta_e = 100^\circ\text{C}$  și viteza de creștere este  $d\theta/dt = 6^\circ\text{C/h}$ .

Se observă că plasticizarea conductei începe să se producă pornind de la interior, după aproximativ 24 de ore.

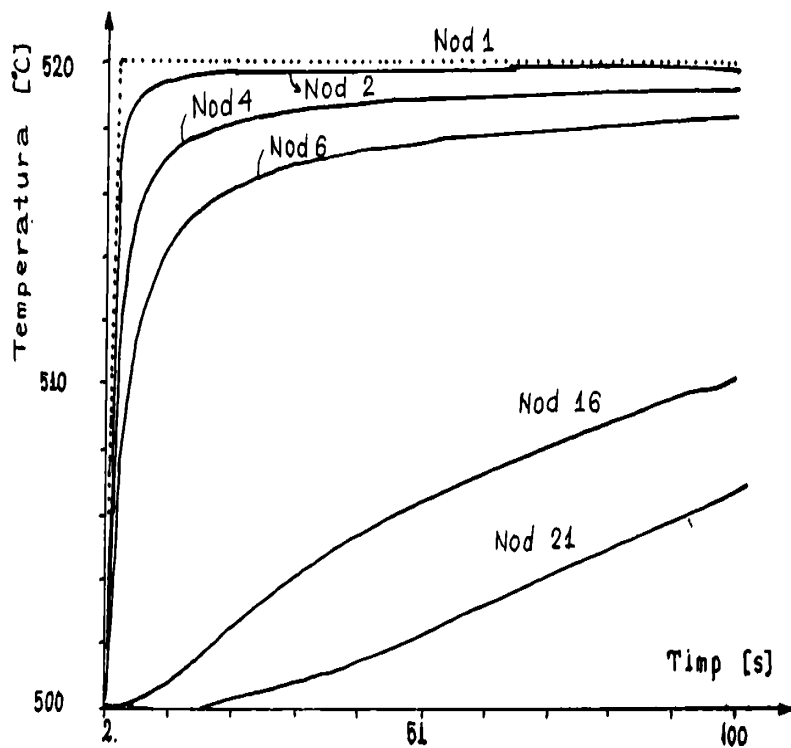


Fig.8.1.10

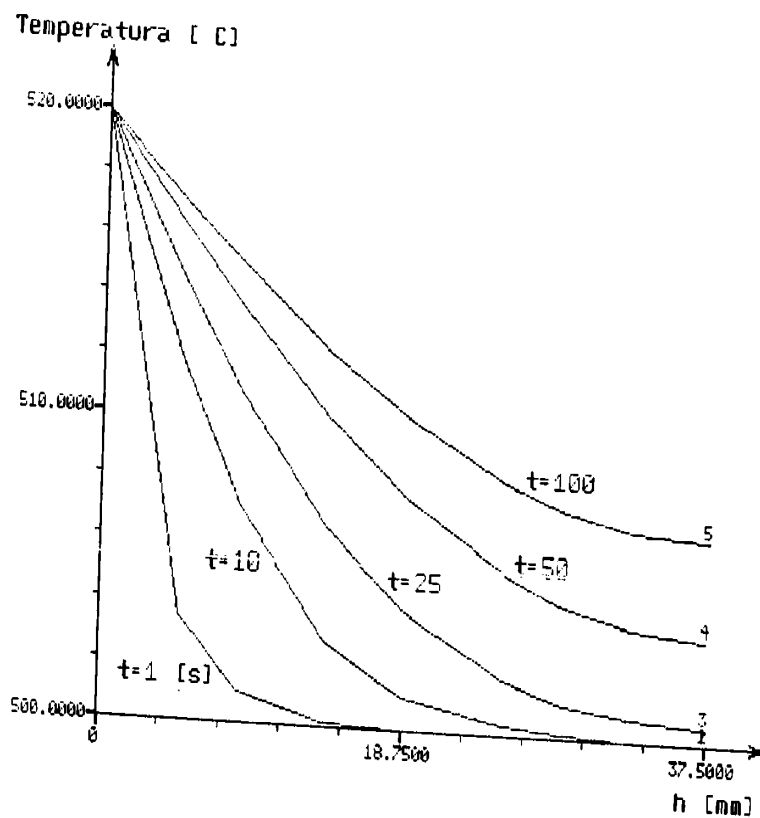


Fig.8.1.11

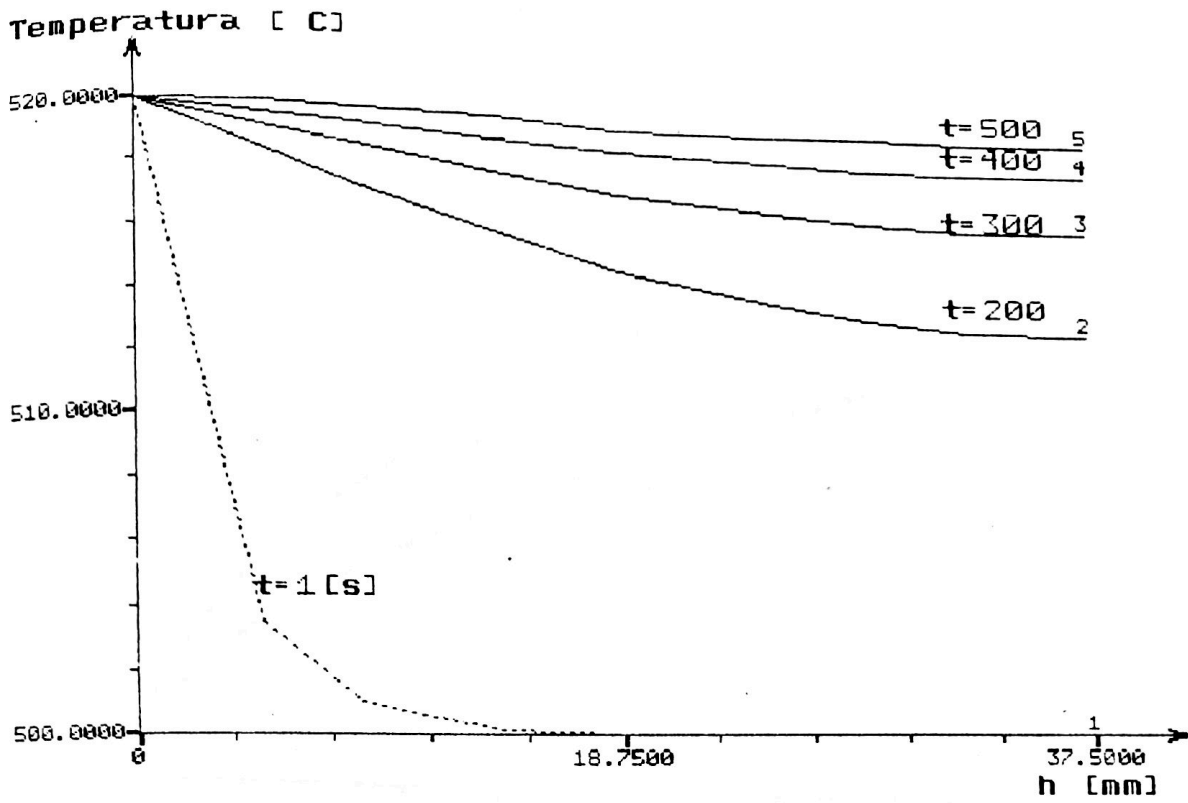


Fig.8.1.12

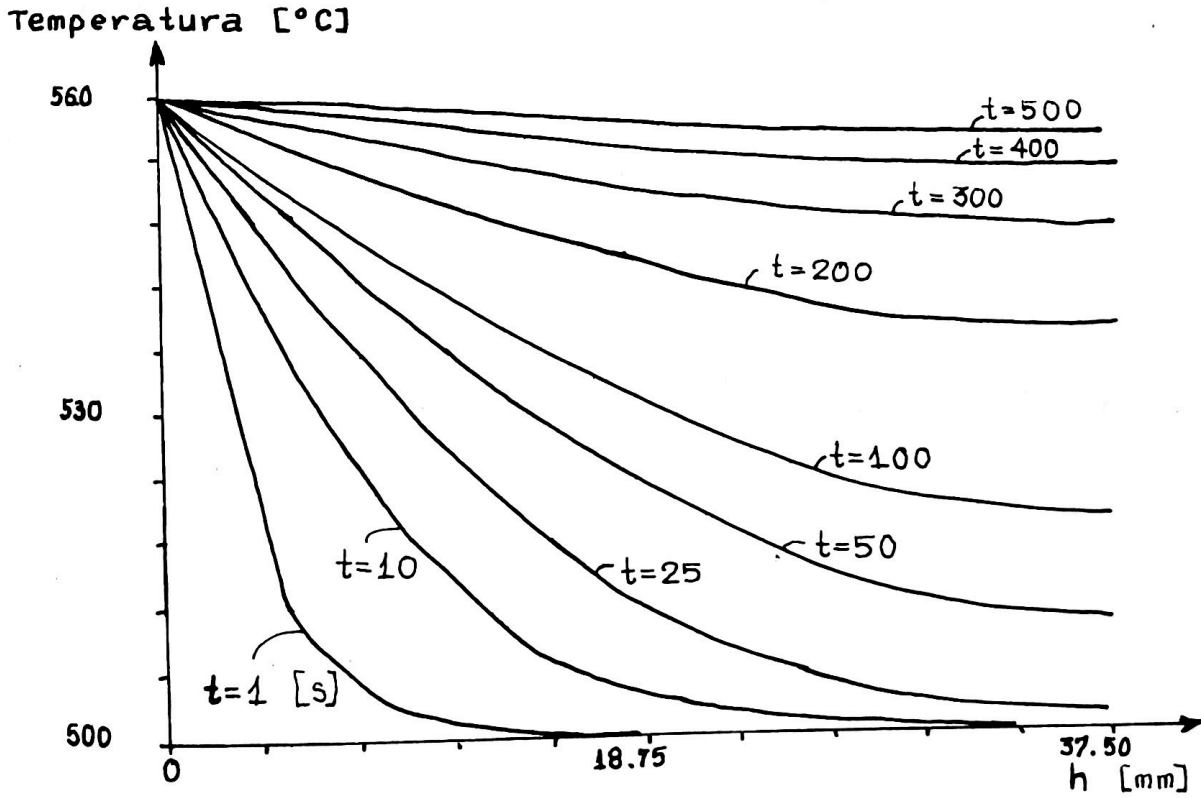


Fig.8.1.13

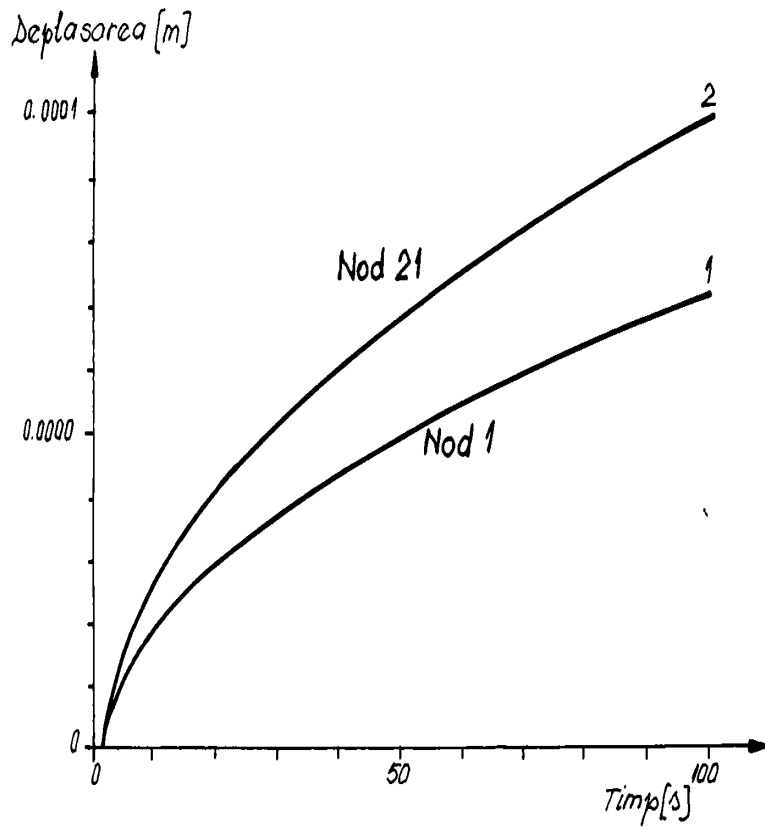


Fig.8.1.14

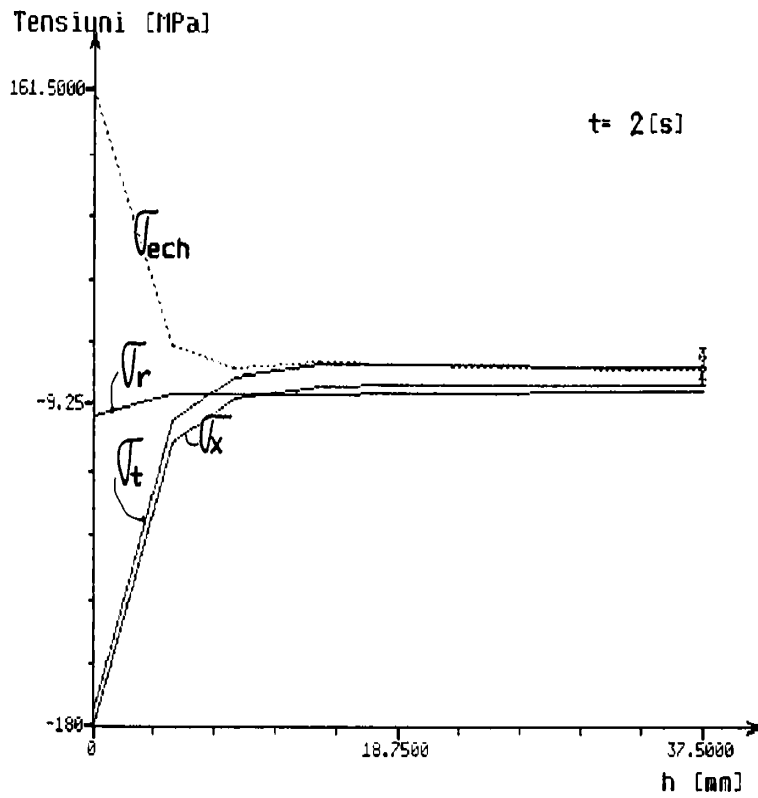


Fig.8.1.15

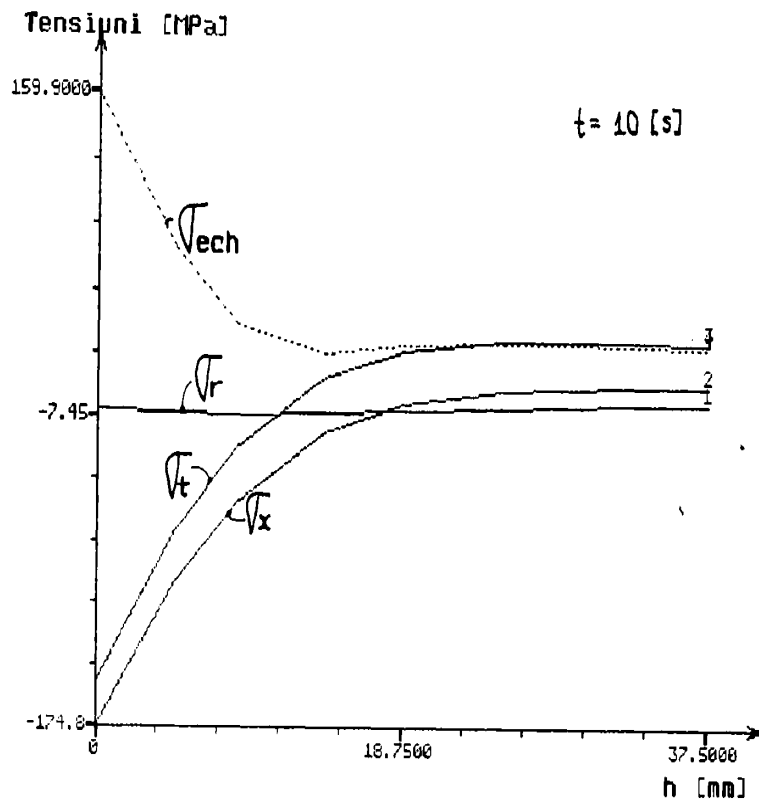


Fig.8.1.16

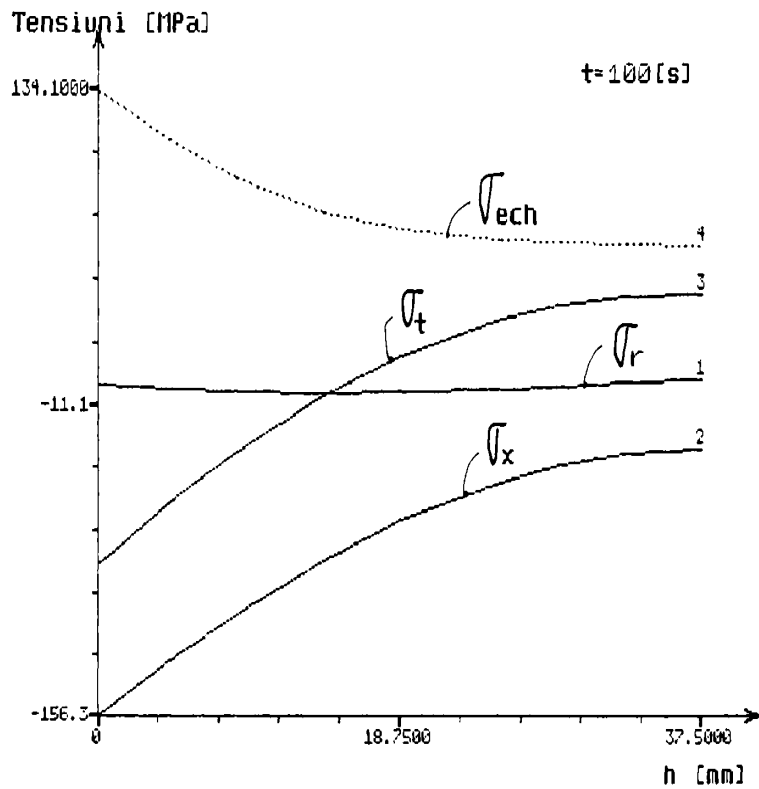


Fig.8.1.17

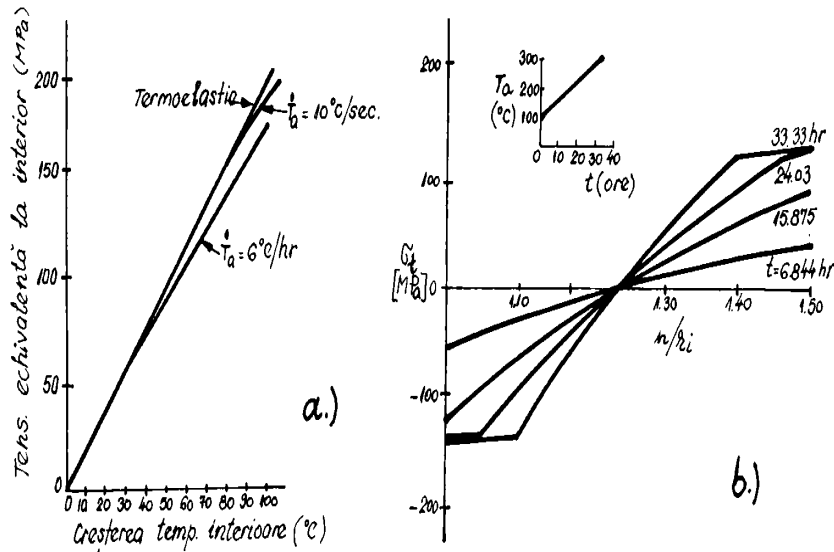


Fig.8.1.18

## 8.2. Calculul tensiunilor datorate greutății proprii

În general, conductele sunt solicitate de propria lor greutate și greutatea aburului, iar pe lângă acestea, de greutatea unor elemente suplimentare, exterioare lor. Aceste încărcări produc eforturi și deci tensiuni și deformații.

Referindu-ne doar la încărcările distribuite date de greutatea proprie și cea a aburului, din acestea rezulta o sarcină  $Q^* = 2700 \text{ N/m}$ .

Se considera conducta spațială din Fig.8.2.1, încastrată la ambele capete, având 4 tronsoane care fac între ele unghiuri drepte și care prezintă racorduri la trecerea de la un tronson la altul și având lungimile tronsoanelor:  $l_1 = 2 \text{ m}$ ,  $l_2 = 2,5 \text{ m}$ ,  $l_3 = 1,5 \text{ m}$ ,  $l_4 = 3 \text{ m}$ . Aceasta conducta poate fi schematizată și discretizată în 30 EF (Fig.1 și Fig.2 de pe listingul L8.2.1). Din punct de vedere al calculului ea reprezintă un sistem de 6 ori static nedeterminat. Sistemul de baza se obține prin înlăturarea încastrării inferioare. Sistemul echivalent este prezentat în Fig.8.2.1.

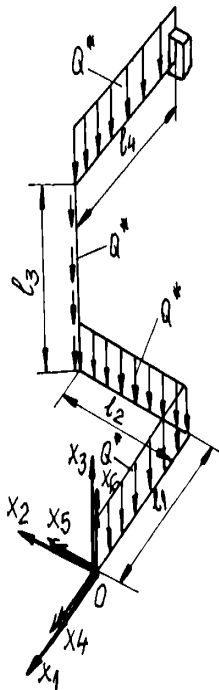


Fig.8.2.1

Valorile deplasărilor  $\delta_{ij}$  ( $i, j = 1..6$ ) și  $\Delta_i$  ( $i = 1..6$ ) au fost calculate cu programul MCAD, iar rezolvarea sistemului de ecuații canonice a dus la determinarea reacțiilor necunoscute  $X_i$  ( $i = 1..6$ ). Valorile reacțiilor au fost calculate și cu programul COSMOS\_M, aceleași valori putându-se urmări în listingul L8.2.1, alături de deplasările nodurilor de la capetele tronsoanelor 1- 4. Ca urmare a acestor încărcări, se produc eforturile prezentate în listingul L8.2.2, Fig.3- Fig.8. Valorile eforturilor, precum și tensiunile normale și tangențiale sunt prezentate în listingul L8.2.3, pentru elementele discretizării care corespund capetelor celor 4 tronsoane. Semnificația notațiilor utilizate de programul COSMOS-M este:  $Fr \leftrightarrow N_x$ ,  $Vs \leftrightarrow T_y$ ,  $Vt \leftrightarrow T_z$ ,  $Tr \leftrightarrow M_x$ ,  $Ms \leftrightarrow M_y$ ,  $Mt \leftrightarrow M_z$ ,  $S_{max} \leftrightarrow \sigma_{max}$ ,  $S_{min} \leftrightarrow \sigma_{min}$ ,  $Tr.CTOR/Ip \leftrightarrow \tau_{max}$ .

Se observa că cele mai mari valori apar în nodul 1 (elementul 1), unde  $\sigma_{max} = 14,19 \text{ MPa}$  și  $\tau_{max} = 0,125 \text{ MPa}$  și deci  $\sigma_{ech} = 14,192 \text{ MPa}$  [Bj19].

### 8.3 Studiul influenței presiunii interioare

#### 8.3.1 Calculul tensiunilor și deformațiilor în cazul comportării elastoplastice a materialului

Conductele sunt permanent solicitate la presiunea aburului care, funcție de tipul conductei, are valori cuprinse între 10 și 170 atm. Datorită acestei solicitări, pe grosimea peretelui conductei apar tensiuni și deformații.

Se considera conducta ca fiind un tub cu pereți groși în stare plană de deformare ( $\epsilon_z = 0$ ), iar solicitarea acesteia fiind asimilată cu o încărcare proporțională [Po2]. În acest caz, curba caracteristică este identică cu reprezentarea relației  $\sigma_i = f(\epsilon_i)$ , adică între intensitatea tensiunii (tensiunea echivalentă Mises) și intensitatea deformației (deformația echivalentă Mises). Această dependență se poate aproxima în câteva moduri, patru dintre acestea fiind considerate în ceea ce urmează (Fig.8.3.1).

Dacă tensiunile maxime depășesc limita de curgere a materialului, pe grosimea conductei va exista o zonă elastică și o zonă plastică (la interior). Tensiunea la care apare curgerea plastică o notăm cu  $\sigma_0$ .

##### 1. Material elastic- perfect plastic (A)

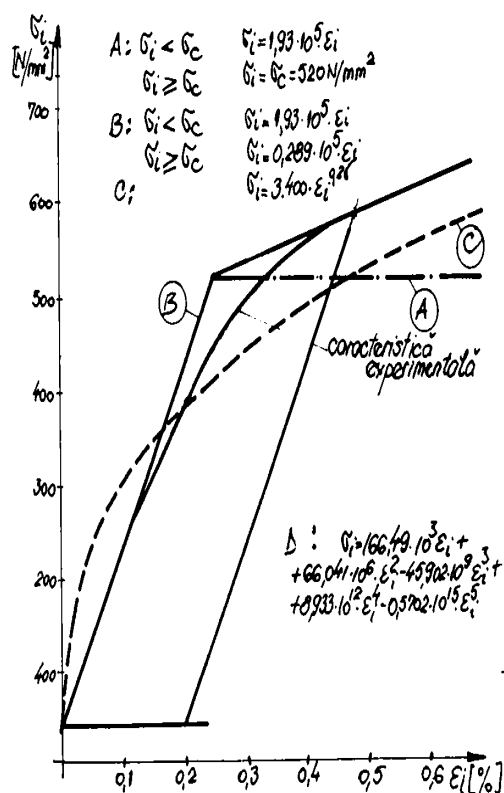


Fig.8.3.1

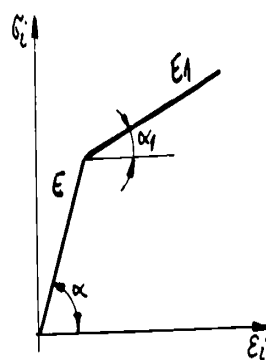


Fig.8.3.2

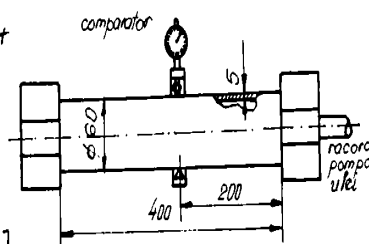


Fig.8.3.3

Pentru comportarea elastică (până la începerea plasticizării peretelui:  $\sigma_i < \sigma_0$ ), relațiile pentru calcul tensiunilor și deformației radiale la exterior,  $u_2$ , sunt conform [Cc12]:

$$\sigma_r = \frac{p \cdot r_1^2}{r_2^2 - r_1^2} - \frac{p r_1^2 r_2^2}{r_2^2 - r_1^2} \cdot \frac{1}{r^2} \quad (8.3.1)$$

$$\sigma_t = \frac{pr_1^2}{r_2^2 - r_1^2} + \frac{pr_1^2 r_2^2}{r_2^2 - r_1^2} \cdot \frac{1}{r^2} \quad (8.3.2)$$

$$\sigma_z = p \cdot \frac{k^2}{1 - k^2}, \quad k = \frac{r_1}{r_2} \quad (8.3.3)$$

$$u_2 = \frac{pr_2}{E} \cdot \frac{(2 - \mu)k^2}{1 - k^2} \quad (8.3.4)$$

Dupa începerea plasticizării peretelui, se determina din relația (8.3.5), pentru diferite valori ale presiunii interioare, raza adimensională  $\beta = r_c/r_1$  ( $r_c$  este raza care delimitează regiunea elastică de cea plastică a peretelui):

$$p = \frac{\sigma_0}{\sqrt{3}}(1 - k^2\beta^2 + 2\ln\beta) \quad (8.3.5)$$

a) pentru domeniul elastic ( $r < r_c$ ):

$$\sigma_r = \frac{\sigma_0}{\sqrt{3}} \beta^2 \left( k^2 - \frac{r_1^2}{r^2} \right) \quad (8.3.6)$$

$$\sigma_t = \frac{\sigma_0}{\sqrt{3}} \beta^2 \left( k^2 + \frac{r_1^2}{r^2} \right) \quad (8.3.7)$$

$$\sigma_z = \frac{\sigma_0}{\sqrt{3}} \beta^2 k^2 \quad (8.3.8)$$

b) pentru domeniul plastic ( $r > r_c$ ):

$$\sigma_r = \frac{\sigma_0}{\sqrt{3}} \left( k^2 \beta^2 - 1 + 2\ln \frac{r}{r_0} \right) \quad (8.3.9)$$

$$\sigma_t = \frac{\sigma_0}{\sqrt{3}} \left( k^2 \beta^2 + 1 + 2\ln \frac{r}{r_0} \right) \quad (8.3.10)$$

$$\sigma_z = \frac{\sigma_0}{\sqrt{3}} \left( k^2 \beta^2 + 2\ln \frac{r}{r_0} \right) \quad (8.3.11)$$

$$u_2 = \frac{\sqrt{3}}{2} \varepsilon_0 \cdot \frac{r_1^2}{r_2} \quad (8.3.12)$$

## 2. Material elastoplastic cu întărire liniară (B)

Pentru determinarea tensiunilor, la presiuni mai mici decât cea necesară începerii plasticizării se folosesc relațiile (8.3.1)-(8.3.4). La presiuni mai mari, este necesar să se utilizeze relațiile care urmează: pentru determinarea frontierei elastoplastice:

$$p = \frac{\sigma_0}{\sqrt{3}} [(1 - \lambda - k^2)\beta^2 + \lambda + 2\lambda \ln\beta] \quad (8.3.13)$$

unde  $\varepsilon_c = \sigma_c/E$  iar  $\lambda = 1 - E_1/E$  (Fig 8.3.2).

a) tensiuni în domeniul elastic:

$$\sigma_r = -p + \frac{\sigma_0}{\sqrt{3}} \left[ \beta^2 - \frac{\beta^2}{\rho^2} - \lambda(\beta^2 - 1) + 2\lambda \ln\beta \right] \quad (8.3.14)$$

$$\sigma_t = -p + \frac{\sigma_0}{\sqrt{3}} \left[ \beta^2 + \frac{\beta^2}{\rho^2} - \lambda(\beta^2 - 1) + 2\lambda \ln\beta \right] \quad (8.3.15)$$



$$\sigma_z = -p + \frac{\sigma_0}{\sqrt{3}} [\beta^2 - \lambda(\beta^2 - 1) + 2\lambda \ln \beta] \quad (8.3.16)$$

b) tensiuni în domeniul plastic:

$$\sigma_r = -p + \frac{\sigma_0}{\sqrt{3}} [(1-\lambda)(\beta^2 - \frac{\beta^2}{e^2}) + 2\lambda \ln e] \quad (8.3.17)$$

$$\sigma_t = -p + \frac{\sigma_0}{\sqrt{3}} [2\lambda + (1-\lambda)(\beta^2 + \frac{\beta^2}{e^2}) + 2\lambda \ln e] \quad (8.3.18)$$

$$\sigma_z = -p + \frac{\sigma_0}{\sqrt{3}} [\lambda + (1-\lambda)\beta^2 + 2\lambda \ln e] \quad (8.3.19)$$

unde  $e = r/r_1$ .

Deformația  $u_2$  se calculează cu relația (8.3.12). Raza adimensională de plasticizare,  $\beta$ , rezulta din relația (8.3.13) pentru diferite valori ale presiunii interioare.

### 3. Material elastoplastic cu întărire neliniară (C)

Metoda utilizată este preluată din literatura [Ci1]. Curba caracteristică reală este aproximată printr-o funcție :

$$\sigma_i = \sigma_0 \cdot \epsilon_i^\gamma \quad (8.3.20)$$

unde  $\sigma_0$  și  $\gamma$  se determină din curba caracteristică a materialului. Valorile tensiunilor se determină cu relațiile:

$$\sigma_r = -p + \frac{p}{1-(k)^{2\gamma}} [1 - (\frac{1}{e})^{2\gamma}] \quad (8.3.21)$$

$$\sigma_t = -p + \frac{p}{1-(k)^{2\gamma}} [1 - (1-2\gamma)(\frac{1}{e})^{2\gamma}] \quad (8.3.22)$$

$$\sigma_z = -p + \frac{p}{1-(k)^{2\gamma}} [1 - (1-\gamma)(\frac{1}{e})^{2\gamma}] \quad (8.3.23)$$

### 4. Material elastoplastic cu curba caracteristică exprimată analitic (D)

Funcția care aproximează curba caracteristică a materialului este polinomială [Bj1], [Cc1], [Cc10], [Cc11], [Bj24]:

$$\sigma_i = A_1 \epsilon_i + A_2 \epsilon_i^2 + \dots + A_j \epsilon_i^j + \dots + A_n \epsilon_i^n \quad (8.3.24)$$

Utilizând relațiile cunoscute din literatura [Po1], pentru această formă de dependență  $\sigma_i = f(\epsilon_i)$  rezulta:

$$\epsilon_i = \epsilon_{i1} r_1^2 / r^2 \quad (8.3.25)$$

unde  $\epsilon_{i1}$  reprezintă intensitatea deformațiilor la raza interioară, astfel  $\epsilon_i = \epsilon_i(\epsilon_{i1}, r)$  și:

$$\sigma_r = -p + \frac{2}{\sqrt{3}} \int_{r_1}^r \frac{\sigma_i(r, \epsilon_{i1})}{r} dr \quad (8.3.26)$$

$$p = \int_{r_1}^{r_2} \frac{\sigma_i(r, \epsilon_{i1})}{r} dr \quad (8.3.27)$$

Relația (8.3.27) permite determinarea lui  $\epsilon_{i1}$  pentru diferite valori ale presiunii.

Tensiunile  $\sigma_t$  și  $\sigma_r$  rezulta din (8.3.28), pentru  $\epsilon_z=0$ :

$$\sigma_t = \sigma_r + \frac{2}{\sqrt{3}} \sigma_t(r, \varepsilon_t) ; \quad \sigma_z = \frac{\sigma_t + \sigma_r}{2} \quad (8.3.28)$$

### 8.3.2 Verificari experimentale

Pentru a ilustra importanța schematizării curbei caracteristice, s-au comparat rezultatele obținute prin calculul analitic cu rezultatele experimentale. În acest scop s-a ales un oțel aliat a cărui curbă caracteristică este prezentată în Fig.8.3.1 (D). Aceasta a fost obținută ca o curbă medie din rezultatele a trei teste.

Curba D nu este reprezentată în Fig.8.3.1, fiind de fapt suprapusă peste curbă experimentală.

Pentru măsurarea deformațiilor radiale s-a confecționat un recipient din oțelul aliat menționat, care este prezentat în Fig.8.3.3.

Presiunea interioară în recipient a fost creată de o pompă de ulei, folosind o presiune maximă de 110 N/mm<sup>2</sup>, care asigură o plasticizare totală a peretelui recipientului. Măsurarea creșterii diametrului exterior s-a făcut cu un comparator, la mijlocul lungimii recipientului.

Valorile creșterii razei exterioare și valorile tensiunilor rezultate la 8 valori ale presiunii aplicate sunt prezentate în Tabelul 8.3.1, comparativ cu cele determinate teoretic.

Rezultatele obținute prin metodele D și B în calculul tensiunilor și deformațiilor specifice sunt destul de apropiate. Se poate observa că între valorile deformației  $u_2$  obținute teoretic și măsurate experimental există o bună concordanță.

- Metoda C duce la rezultate apropiate privind tensiunile, dar la valori diferite în ceea ce privește deformațiile ( $u_2$ ). Aceasta se poate explica prin faptul că la tensiuni  $\sigma_t < \sigma_c$ , curbă exponențială are un modul de elasticitate mult mai mare decât cel de pe porțiunea liniară a curbei reale. Acesta nu are importanța substanțială la calculul tensiunilor întrucât nu intervine în relațiile de calcul.

- Metoda D aproximează mai bine curbă caracteristică și permite calculul tensiunilor și deformațiilor cu o precizie mai mare.

De remarcat că această metodă permite o determinare mai corectă a tensiunilor și deformațiilor mai cu seamă la începutul plasticizării, unde toate celelalte metode de aproximare se îndepărtează de curbă caracteristică.

### 8.3.3 Tensiuni și deformații în cazul comportării elastovâscoplastice a materialului

Pentru a face un astfel de studiu, este necesar un model constitutiv care să prezinte, în forma unui grup de ecuații, comportarea materialului după apariția curgerii (în relația între tensiune și deformație mai intervine și factorul timp) [Bj15]-[Bj17].

În paragrafele precedente, relațiile pentru tensiuni și deformații au fost stabilite în cazul presiunii interioare constante ( $p = \text{ct.}$ )

Un studiu al cazului în care materialul are o comportare elasto-vâscoplastică iar presiunea interioară este variabilă cu o viteză constantă ( $dp/dt = 70 \text{ MPa/s}$ , conform medalionului din Fig.8.3.4) este prezentat în lucrarea [Mu4]. În această situație, apare un efect anelastic (vâscos) ce are ca efect modificarea în timp a distribuției tensiunilor circumferențiale pe grosimea tubului (cilindru în stare plană de deformație, având  $r_c/r_i = 1.5$  și temperatura uniformă de 200 C), conform Fig.8.3.5.

Acumularea deformațiilor vâscoase cauzează o scădere a pantei curbei tensiunii. Acest lucru se poate constata pe figura la redistribuirea tensiunilor circumferențiale în timp (cazul considerat este cel al stării plane de deformație). La fiecare curbă apare o discontinuitate a

Tabelul 8.3.4

P U <sub>pe,r</sub> [mm]	Caz N/mm			A	B	C	D	P U <sub>pe,r</sub> [mm]	Caz N/mm			A	B	C	D
	1	2	3						1	2	3				
p = 30 N/mm <sup>2</sup> u <sub>2e</sub> = 0,15 mm	25	δ <sub>r</sub>	-30	166,32	166,32	144,66	167,95	u <sub>2e</sub> = 0,0475 mm	δ <sub>r</sub>	-90	498,96	498,96	433,98	440,19	
		δ <sub>t</sub>	68,16	68,16	57,63	68,975	204,48			204,48	172,89	175,07			
		δ <sub>l</sub>	-22,59	-22,59	-23,216	-22,58	-67,77			-67,77	-69,65	-69,53			
	26	δ <sub>r</sub>	158,91	158,91	147,3	160,02	160,02	δ <sub>r</sub>	204,48	204,48	186,12	192,72	0	0	
		δ <sub>t</sub>	68,16	68,16	62,04	68,72			476,73	476,73	441,9				454,98
		δ <sub>l</sub>	0	0	0	0			0	0	0				0
	30	δ <sub>r</sub>	196,32	196,32	154,26	135,23	135,23	δ <sub>r</sub>	408,96	408,96	462,76	451,78	408,96	408,96	
		δ <sub>t</sub>	68,16	68,16	72,13	67,61			204,48	204,48	231,39				225,9
		δ <sub>l</sub>	0,0159	0,0159	-	0,0158			0,0477	0,0477	-				0,031
	p = 50 N/mm <sup>2</sup> u <sub>2e</sub> = 0,25 mm	25	δ <sub>r</sub>	-50	272,2	272,2	241,1	268,87	u <sub>2e</sub> = 0,06 mm	δ <sub>r</sub>	-100	509,55	509,55	482,2	515,5
			δ <sub>t</sub>	113,6	113,6	103,4	109,79	200,28			204,77	192,1	202,7		
			δ <sub>l</sub>	-37,65	-37,65	-38,695	-37,97	-76,39			-76,24	-72,39	-71,04		
26		δ <sub>r</sub>	264,87	264,87	245,5	252,56	252,56	δ <sub>r</sub>	524,05	524,05	525,9	491	524,05	524,05	
		δ <sub>t</sub>	113,6	113,6	103,4	109,795			223,83	224,82	206,8				239,4
		δ <sub>l</sub>	0	0	0	0			0	0	0				0
30		δ <sub>r</sub>	227	227	257,1	226	226	δ <sub>r</sub>	416,96	416,96	459,58	511,61	416,96	416,96	
		δ <sub>t</sub>	113,6	113,6	128,55	113			230,67	229,72	257,1				255,8
		δ <sub>l</sub>	0,0265	0,0265	-	0,0261			0,0539	0,0537	-				0,063
p = 70 N/mm <sup>2</sup> u <sub>2e</sub> = 0,35 mm		25	δ <sub>r</sub>	-70	388,08	388,08	337,54	364,67	u <sub>2e</sub> = 0,0725 mm	δ <sub>r</sub>	-110	490,97	490,97	527,86	555,15
			δ <sub>t</sub>	159,04	159,04	134,47	142,89	190,74			203,24	210,29	222,57		
			δ <sub>l</sub>	-52,71	-52,71	-54,173	-53,56	-85,62			-85,12	-84,71	-83,42		
	26	δ <sub>r</sub>	370,79	370,79	343,7	363	363	δ <sub>r</sub>	514,519	514,519	531,70	533,49	514,519	514,519	
		δ <sub>t</sub>	159,04	159,04	144,76	154,72			214,29	223,93	226,38				303,9
		δ <sub>l</sub>	0	0	0	0			0	0	0				0
	30	δ <sub>r</sub>	318,08	318,08	359,94	331	331	δ <sub>r</sub>	600,44	600,44	533,83	562,89	600,44	600,44	
		δ <sub>t</sub>	159,04	159,04	179,97	165,5			300,22	266,69	281,44				275,08
		δ <sub>l</sub>	0,037	0,037	-	0,045			0,0701	0,0702	-				0,078

legii de variație a tensiunii, iar locul unde aceasta se produce se propaga pe peretele conductei, spre exterior, până la dispariția sa.

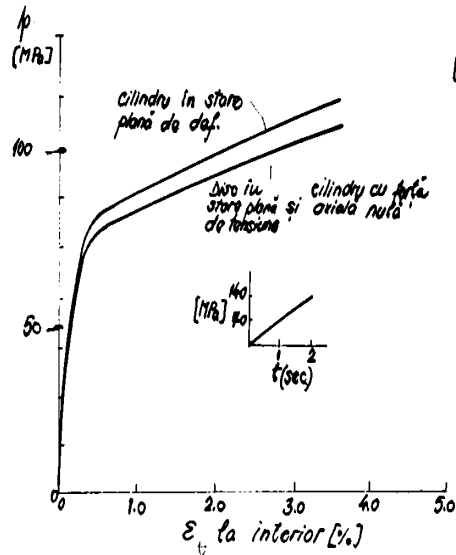


Fig.8.3.4

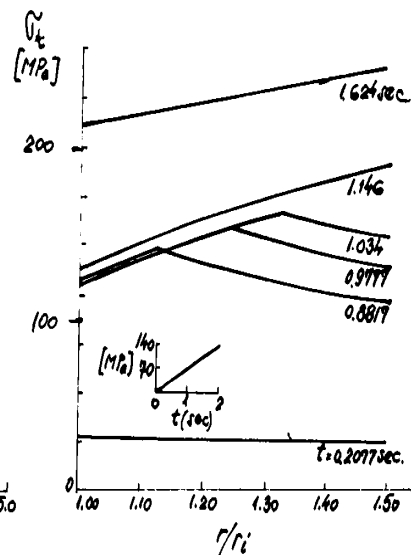


Fig.8.3.5

În aceeași lucrare se studiază influența efectului modului de fixare a capetelor (Fig.8.3.4). Se observă că creșterea presiunii interioare produce deformări circumferențiale mai mici în cazul cilindrilor în stare plană de deformație.

Un studiu al autoarei care se bazează pe modelul constitutiv Chaboche cu 2 variabile interne, una izotropica și una cinematică, este prezentat în lucrarea [Bj13]. Acesta se referă la încărcarea unui tub cu pereți groși cu material cu comportament vâscoplastic, la aplicarea unei presiuni constante și determinarea evoluției în timp a deformațiilor specifice.

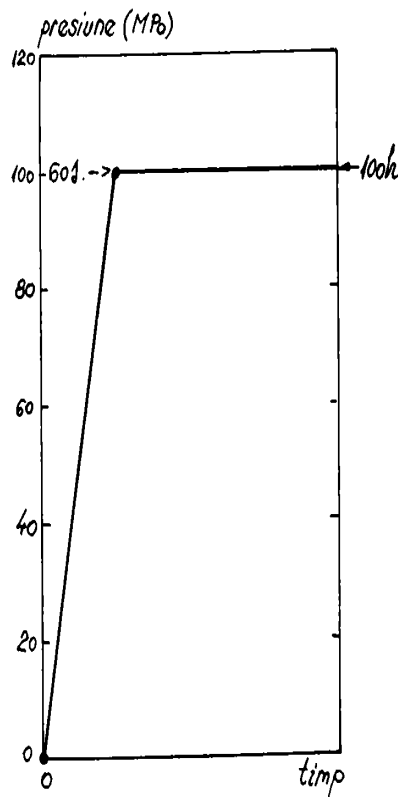


Fig.8.3.6

Modificarea de presiune considerată se poate vedea în Fig.8.3.6: în primele 60 s, presiunea crește de la 0 la 100 MPa, apoi rămâne constantă până la  $t = 100$  h. Variația deformațiilor elasto-vâscoplastice este calculată în punctul Gauss situat la distanța  $(3-\sqrt{3})/6$  mm de la suprafața interioară a cilindrilor (Fig.8.3.7).

În aceeași figură se prezintă și discretizarea elementului de volum considerat, cu 20 EF de tipul CAX8 (axial simetric), egale, având următoarele condiții pe frontieră: nodurile de pe latura de sus au toate aceeași deplasare pe direcția verticală ( $U_2$ ), cele de la baza fâșiei au deplasarea nulă pe direcția ( $U_2$ ). Presiunea se aplică pe latura din stânga a cilindrilor pe direcția  $r$ . Constantele de material (pentru oțelul termorezistent considerat) au fost:  $n = 8$ ,  $k = 9$ ,  $C = 241500$ ,  $D = 1150$ ,  $E = 210000$  MPa,  $\mu = 0.3$ .

Simularea s-a făcut utilizând codul cu EF ZEBULON și valorile obținute pentru deformațiile specifice vâscoplastice sunt

prezentate în Tabelul 8.3.2.

În tabel sunt date, pentru comparație, rezultatele obținute prin alte coduri de EF care utilizează diferiți algoritmi (explicit, semi-implicit și implicit). Din studiul datelor prezentate mai sus se observă că între valorile corespunzătoare există o foarte mică diferență (abaterea maximă este de 0.11285 %), ceea ce confirmă validitatea modelului folosit și a simulării obținute cu coeficienții stabiliți prin procedura de identificare. În Fig.8.3.8 și Fig.8.3.9 se prezintă variația în timp a deformațiilor obținute prin simulare utilizând codul Zebulon și modelul Chaboche, în punctul Gauss amintit mai sus.

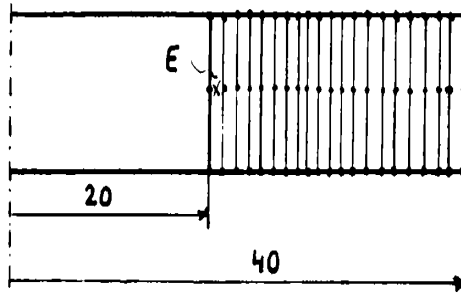


Fig.8.3.7

Tabelul 8.3.2

Timpul [s]	Soluții de referință		Soluții Zebulon	
	$\epsilon_r^w \times 10^{-4}$	$\epsilon_z^w \times 10^{-4}$	$\epsilon_r^w \times 10^{-4}$	$\epsilon_z^w \times 10^{-4}$
60	-1.380	-0.2233	-1.3798	-0.22331
120	-2.710	-0.3935	-2.711	-0.39363
360	-3.633	-0.4975	-3.6371	-0.49796
3660	-5.287	-0.6982	-5.2903	-0.69852
36060	-6.844	-0.9208	-6.8474	-0.92124
360060	-8.225	-1.132	-8.2270	-1.1324

Efectele aplicării unei presiuni mari și variabile asupra unui material cu comportare vâscoplastică sunt studiate în [Br3]. Presiunea aplicată în acest studiu crește liniar cu viteza de 1 MPa/s până la dublul valorii limitei de elasticitate ( $2p_0 = 121$  MPa), pe care o atinge în punctul 2 (Fig.8.3.10, în medalion), iar tubul are raportul razelor  $R_o/R_i = 3$ . Punctul 3 din Fig.8.3.10 corespunde la  $t = 2$  min, iar punctul 4 este atins după o relaxare de 220 h.

Distribuția tensiunilor  $\sigma_r$  și  $\sigma_z$  pe grosimea tubului, precum și modificarea întăririi cinematice (data de valorile lui  $\alpha$ , poziția centrului suprafeței de curgere pentru solicitarea corespunzătoare diferitelor poziții pe raza), în respectivele puncte ale istoriei încărcării (1-4), se pot urmări tot în Fig.8.3.10. Se vede că în toate fazele sunt satisfăcute condițiile de frontieră în ceea ce privește tensiunea radială, în timp ce tensiunea circumferențială scade de la valorile extreme de la începutul perioadei de menținere, ca o consecință a comportării vâscoplastice a materialului.

### 8.3.4 Tensiuni și deformații în conducte presurizate când se considera și efectul temperaturii

a) Cazul comportării liniar elastice a materialului

În acest caz și în condițiile distribuției staționare a temperaturii pe grosimea conductei,

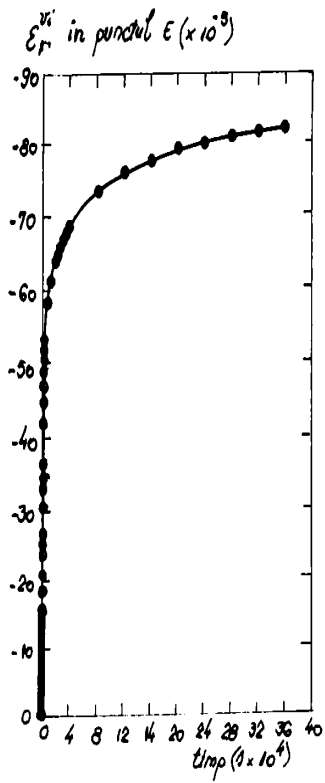


Fig.8.3.8

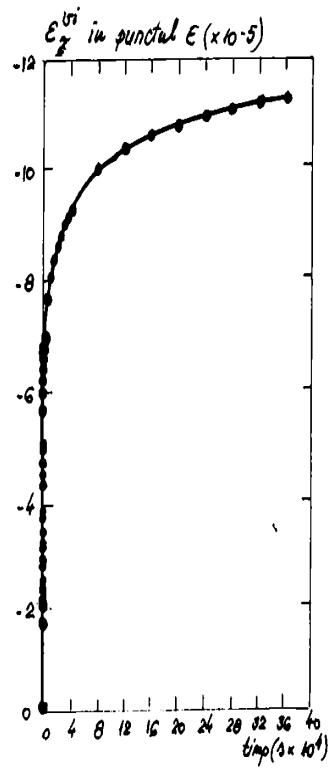


Fig.8.3.9

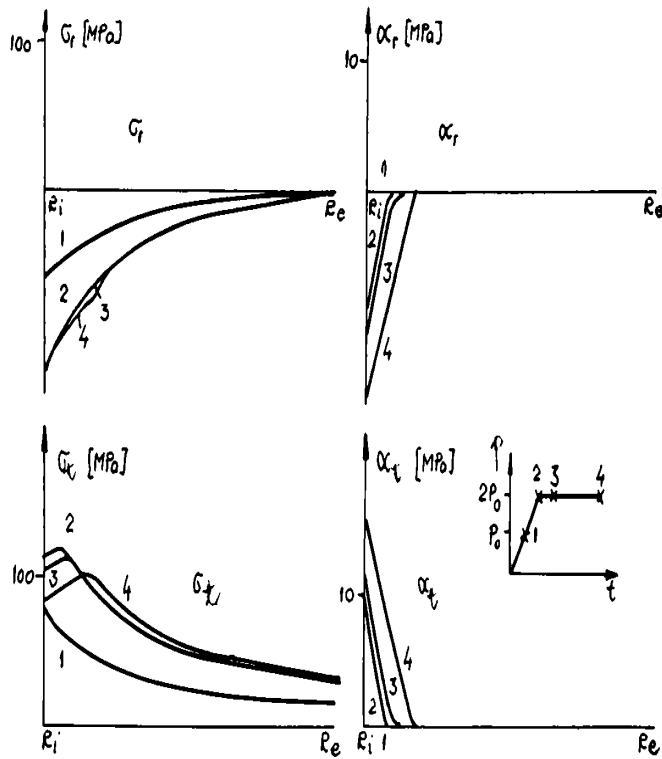


Fig.8.1.8

tensiunile termice însumate cu cele datorate presiunii sunt prezentate în Fig.8.3.11.

Pentru exemplificare s-a considerat o felie de conductă cu  $r_e = 137,5$  mm,  $r_i = 100$  mm, în stare de deformare plană și cu flux nul de căldură spre restul materialului,  $\alpha_{mi} = 9000$  W/m<sup>2</sup> C, iar  $\alpha_{ext} = 11$  W/m<sup>2</sup> C (simulând astfel prezenta izolației termice). Temperatura de referință s-a considerat 500°C, temperatura aburului de 565°C și presiunea interioară de 14 MPa. Determinarea acestora s-a făcut folosind programul QFIELD pentru calculul termic și mecanic în regim staționar. Se observa din Fig.8.3.11 ca în acest caz, tensiunile echivalente Mises ( $\sigma_{Mi}$ ) au valori mici (< 52 MPa).

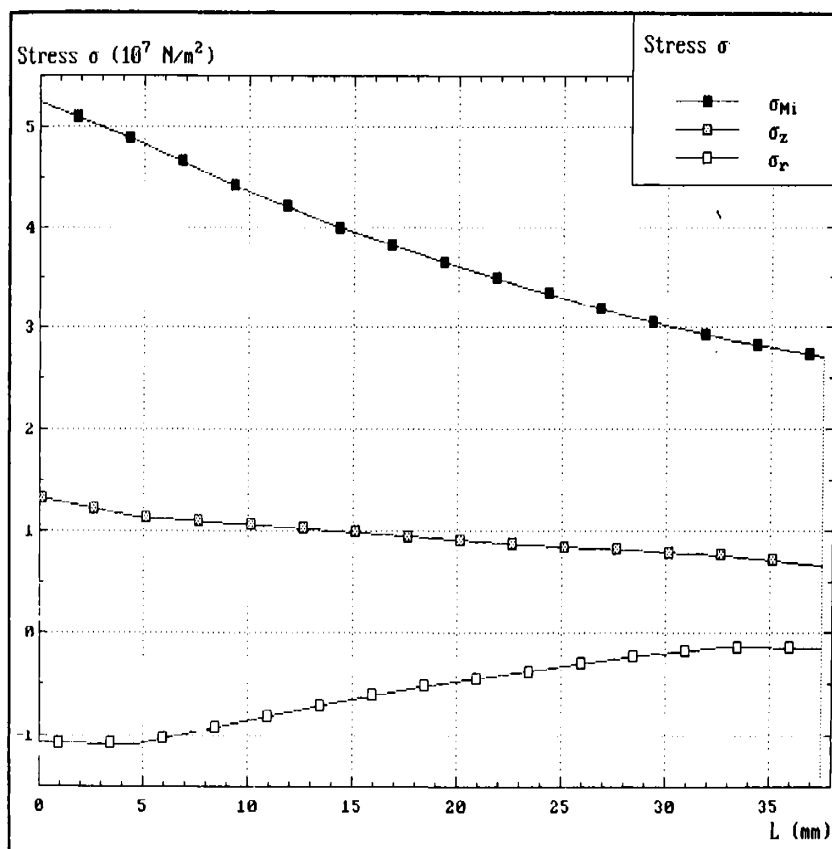


Fig.8.3.11

#### b) Cazul comportării elastoplastice a materialului

Pentru cazul când presiunea și temperatura sunt variabile rapid în timp, simultan, dar cu amplitudine mică, se prezintă rezultatele autoarei în urma unui studiu în care relațiile sunt deduse aproximând variația temperaturii în timp și pe raza cu o funcție polinomială (8.3.30), (8.3.31) [Bj24]], iar curba caracteristică (prezentând întărire neliniară) este aproximată de asemenea printr-o funcție polinomială [Cc3]. S-a acceptat ca inițial, temperatura este constantă pe întreaga secțiune transversală și de asemenea ca pentru variații mici ale temperaturii în jurul celei nominale, curba caracteristică a materialului nu se modifică (modulul de elasticitate este cel corespunzător temperaturii nominale). Relațiile de calcul pentru tensiuni și deformații, dacă se consideră "m" puncte și "p" intervale de timp, sunt următoarele [Cc3], [Cc4]:

$$t_k = B_0(\tau_k) + B_1(\tau_k)r + B_2(\tau_k)r^2 + \dots + B_m(\tau_k)r^m \quad (8.3.29)$$

unde  $k = 1, p$ . Deoarece coeficienții  $B_i$  ( $i = 1, m$ ) sunt funcții de timp, aceasta se mai poate scrie, conform celor prezentate în [Bj24]:

$$t = \sum_{k=1}^p \sum_{i=0}^m B_i(\tau_k) r^i \quad (8.3.30)$$

Se utilizeaza notațiile:

$$\int \frac{1}{r^3} \sum_{j=1}^n A_j \varepsilon_i^{j-1} dr = I_1(r) ; \int \left( \sum_{j=1}^n A_j \varepsilon_i^{j-1} \right) \left( \sum_{k=1}^p \sum_{i=0}^m B_i(\tau_k) r^{i+1} \right) dr = I_2(r)$$

$$\int \frac{1}{r^3} \left( \sum_{j=1}^n A_j \varepsilon_i^{j-1} \right) \left( \int \sum_{k=1}^p \sum_{j=1}^m B_i(\tau_k) r^{i+1} dr \right) dr = I_3(r) \quad (8.3.31)$$

$$2r_1^2 \left( \alpha \sum_{k=1}^p \sum_{i=0}^m B_i(\tau_k) r_1^i + \frac{\sqrt{3}}{3} \sqrt{\varepsilon_i^2 - (\varepsilon_z - \alpha \sum_{k=1}^p \sum_{i=0}^m B_i(\tau_k) r_1^i)^2 \text{sign}C} \right) = k$$

Folosind aceste notații se obțin tensiunile:

$$\sigma_r = -p_1 + k[I_1(r) - I_1(r_1)] - 2\alpha[I_2(r) - I_2(r_1)] + 4\alpha[I_3(r) - I_3(r_1)] \quad (8.3.32)$$

$$p_1 = k[I_1(r_2) - I_1(r_1)] - 2\alpha[I_2(r_2) - I_2(r_1)] + 4\alpha[I_3(r_2) - I_3(r_1)] \quad (8.3.33)$$

$$\sigma_i = -p_1 + k[I_1(r) - I_1(r_1)] - 2\alpha[I_2(r) - I_2(r_1)] + 4\alpha[I_3(r) - I_3(r_1)] + k \sum_{j=1}^n A_j \varepsilon_i^{j-1} \frac{1}{r^2} -$$

$$- 2\alpha \sum_{j=1}^n A_j \varepsilon_i^{j-1} \sum_{k=1}^p \sum_{i=0}^m B_i(\tau_k) r^i + 4\alpha \frac{1}{r^2} \sum_{j=1}^n A_j \varepsilon_i^{j-1} \int_{r_1}^r \sum_{k=1}^p \sum_{i=0}^m B_i(\tau_k) r^{i+1} dr \quad (8.3.34)$$

$$\sigma_z = -p_1 + k[I_1(r) - I_1(r_1)] - 2\alpha[I_2(r) - I_2(r_1)] + 4\alpha[I_3(r) - I_3(r_1)] + \varepsilon_z \sum_{j=1}^n A_j \varepsilon_i^{j-1} -$$

$$- 2\alpha \sum_{j=1}^n A_j \varepsilon_i^{j-1} \sum_{k=1}^p \sum_{i=0}^m B_i(\tau_k) r^i + \sum_{k=1}^p \sum_{i=0}^m B_i(\tau_k) r^{i+2} \sum_{j=1}^n A_j \varepsilon_i^{j-1} \frac{\alpha}{r^2} +$$

$$+ \frac{\sqrt{3}}{2} r_1^2 \text{sign}C \sqrt{\varepsilon_i^2 - (\varepsilon_z - \alpha \sum_{k=1}^p \sum_{i=0}^m B_i(\tau_k) r_1^i)^2 \sum_{j=1}^n A_j \varepsilon_i^{j-1} \frac{1}{r^2} + \frac{2\alpha}{r^2} \sum_{j=1}^n A_j \varepsilon_i^{j-1} \int_{R-1}^r \sum_{k=1}^p \sum_{i=0}^m B_i(\tau_k) r^{i+1} dr}$$

Deformațiile specifice radiale și circumferențiale se pot calcula cu expresiile:

$$\varepsilon_r = -\frac{\varepsilon_z}{2} - \frac{3}{4} \frac{k}{r^2} - \frac{3\alpha}{r^2} \int_{r_1}^r \sum_{k=1}^p \sum_{i=0}^m B_i(\tau_k) r^{i+1} dr ; \quad \varepsilon_i = -\frac{\varepsilon_z}{2} + \frac{3}{4} \frac{k}{r^2} + \frac{3\alpha}{r^2} \int_{r_1}^r \sum_{k=1}^p \sum_{i=0}^m B_i(\tau_k) r^{i+1} dr \quad (8.3.36)$$

Considerând ca starea de tensiune și deformație pe secțiunea tubului depinde de istoria modificărilor anterioare de temperatura și presiune, este necesar să se efectueze un calcul incremental pentru pași de timp cât mai mici. Variația presiunii trebuie de asemenea discretizată în trepte, corespunzător intervalelor de timp și a câmpului de temperatura. Având în vedere numărul mare de calcule necesare pentru rezolvarea problemei, se impune rezolvarea numerică. O posibilitate de rezolvare este folosirea programului MATCAD.



### 8.3.5 Tensiuni și deformații în conducte presurizate considerând și fenomenul de fluaj

Pentru determinarea tensiunilor în acest caz este necesar un model elastovâscoplastic de comportare a materialului. Un asemenea calcul a fost efectuat utilizând modelul Chaboche și codul de EF ZEBULON [Bj14]. S-a considerat o lege de curgere de tip Norton.

Discretizarea constă în 5 elemente axiale simetrice de grosime unitară, dispuse egal pe perețele conductei (Fig.8.3.12). Presiunea interioară de 60 MPa se aplica aproape instantaneu și se menține constantă timp de 50 de ore. Constantele de material utilizate sunt:  $E = 138000$  MPa,  $\mu = 0,3$ ; pentru legea de curgere (2.4.12):  $n = 5$ ,  $K = 2237,6$ ; pentru comportarea la fluaj ( $\dot{\epsilon} = A \cdot \sigma^n$ ):  $A = 1,7298 \cdot 10^{-17}$  s,  $n = 5$  (valori tipice pentru un oțel termorezistent); ecruisajul izotrop constant:  $R = 0,01$ .

În Tabelul 8.3.3 (conținând soluțiile elastice) și Tabelul 8.3.4 (conținând soluțiile staționare) se prezintă pentru comparație rezultatele obținute prin calculul cu relații analitice și prin simulare pe calculator. Se poate observa că valorile sunt foarte apropiate.

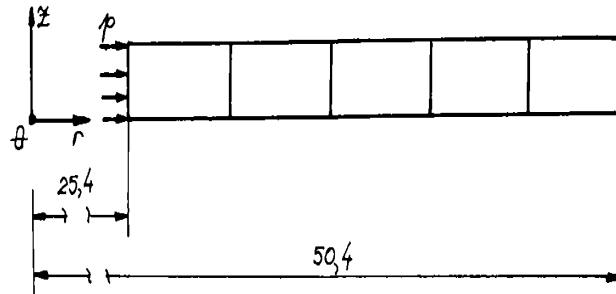


Fig.8.3.12

Tabelul 8.3.3

r[mm] $\sigma$ [MPa]	25,4	30,4	35,4	40,4	45,4	50,4
$\sigma_r$	-60	-56,14	-35,71	-11,36	-4,4741	0
$\sigma_\theta$	100,854	76,5738	61,8333	52,2184	45,6016	40,855

Tabelul 8.3.4

r[mm] $\sigma$ [MPa]	25,4	30,4	35,4	40,4	45,4	50,4
$\sigma_r$	-60	-42,64	-28,87	-17,59	-8,1201	0
$\sigma_t$	40,1078	50,5222	58,7799	65,5483	71,235	76,107
$\sigma_z$	-9,9461	3,9398	14,9500	23,9746	31,5577	38,053

În Fig.8.3.13- Fig.8.3.15 sunt date rezultatele obținute prin simulare: variația tensiunilor pe grosimea cilindrului la momentele  $t = 0.001$  s și  $t = 5$  h (fluaj stabilizat), iar în Fig.8.3.16 se prezintă variația în timp a tensiunilor circumferențiale în nodul 3 (la interiorul cilindrului) și în nodul 28 (la exterior).

Calculul elastoplastic al unui cilindru infinit lung supus la presiune interioară și având temperatura variabilă pe raza este prezentat în [Bj22]. Modelul utilizat în simulare este modelul Chaboche cu întărire liniară cinematică și izotropia constantă. Distribuția de temperatură în timp și pe grosimea cilindrului a fost considerată în forma:

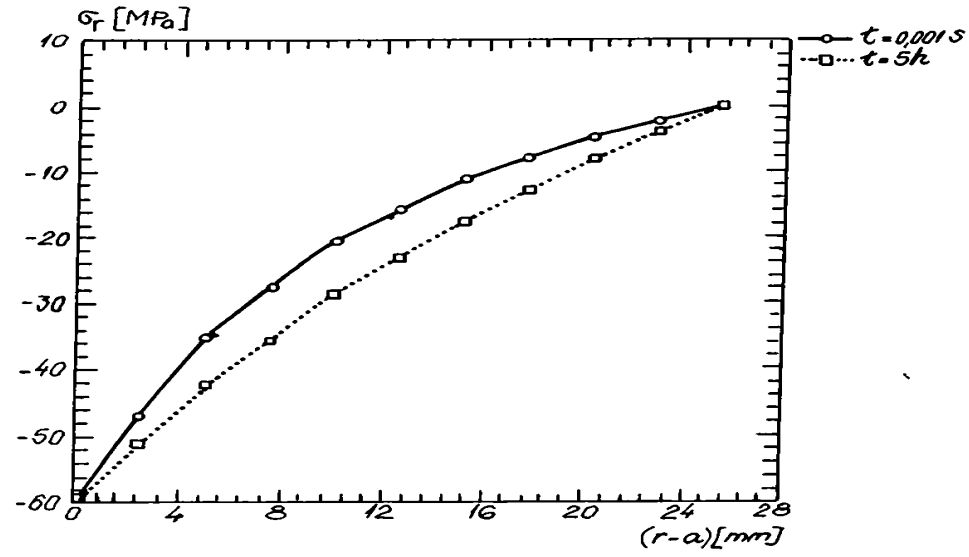


Fig.8.3.13

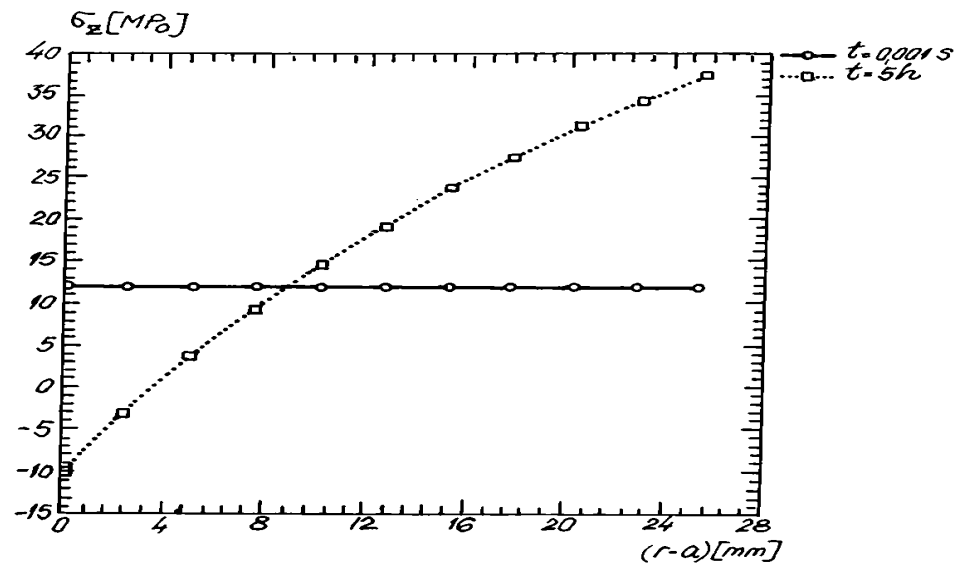


Fig.8.3.14

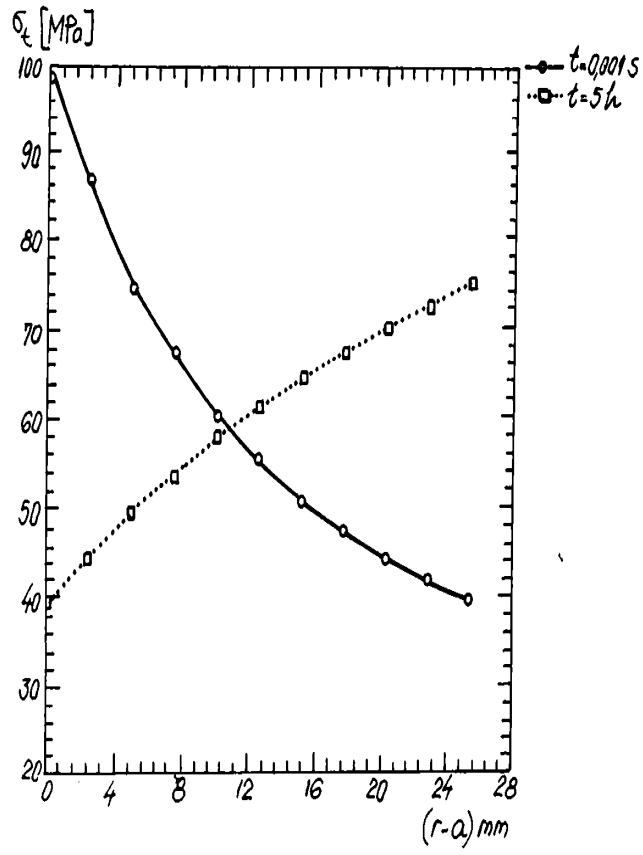


Fig.8.3.15

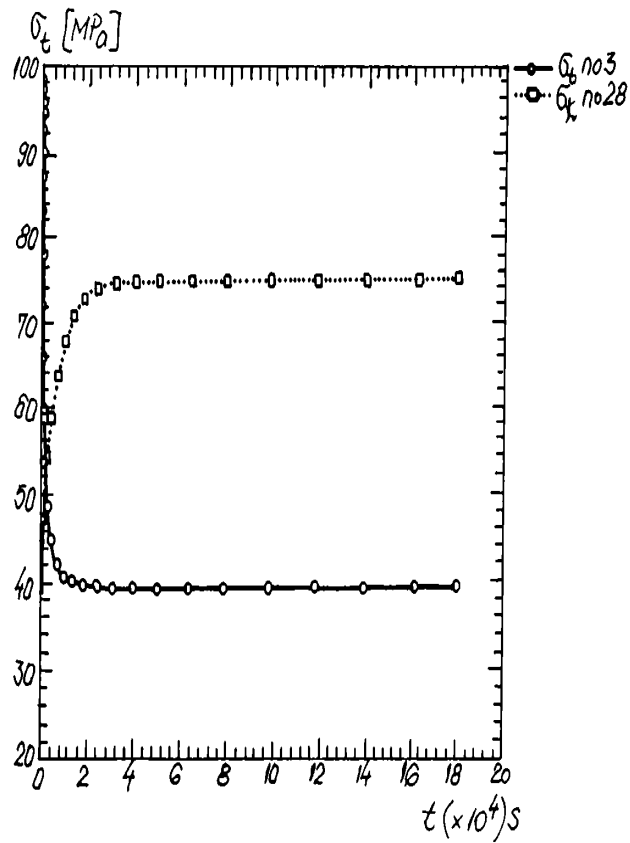


Fig.8.3.16

$$T(r,t) = 800 + 300 \cdot \exp t^{0.4} \cdot \exp\left(\frac{r-0,16}{0,09} \cdot \ln(t)\right) \quad (8.3.37)$$

unde  $t$  reprezintă timpul iar  $r$ , poziția radială.

Acest câmp de temperatură este discretizat pentru anumite momente într-un fișier care conține valorile temperaturii pentru toate nodurile, pentru momente fixate ( $t = 0,01, 0,02, 0,1, 0,2, \dots, 1$ ). Fișierul este creat în limbaj FORTRAN. Pentru comportamentul elastoplastic s-a considerat limita de elasticitate funcție de temperatură, iar modulul de elasticitate  $E$  și coeficientul de dilatare  $\alpha$  sunt de asemenea funcții de temperatură. Discretizarea se face prin 12 EF egale, axial simetrice (Fig. 8.3.17).

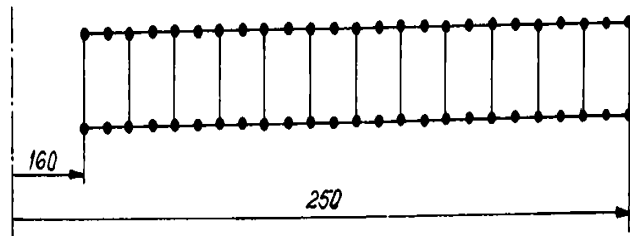


Fig. 8.3.17

Condițiile inițiale sunt: deplasarea nodurilor de pe latura de sus și de jos a feței de cilindru pe direcția  $z$  sunt nule; cilindru are o temperatură inițială de  $800^\circ\text{C}$  și o presiune interioară constantă de 3650 atm. Menținând presiunea constantă, se aplică câmpul de temperatură dat de (8.3.37).

În Fig. 8.3.18 se prezintă evoluția deformației plastice radiale și tangențiale în punctul Gauss plasat la  $r = 0,16$  mm și  $z = 0,5$  mm (puncte mici); pe același grafic, cu cercuri pline, este trasată aceeași evoluție determinată analitic, după [Ba1]. Se poate observa că rezultatele sunt aproape identice. Distribuția de temperatură pe grosimea peretelui, la diferite momente, este dată în Fig. 8.3.19.

#### 8.4 Calculul conductelor de abur la cicluri repetate de pornire-oprire la rece

Așa cum s-a aratat în Capitolul 1, una din situațiile în care apar cele mai mari solicitări o constituie pornirea/oprirea la rece a turbinei; în aceste perioade apar gradienti mari de temperatură în pereții conductelor de abur, de sensuri opuse, care produc tensiuni termice care se repetă ciclic de multe ori în durata de viață preconizată a acestora. În plus, în această situație se poate ajunge în caz de avarii sau la creșteri sau scăderi bruște de sarcină.

Având în vedere aceste solicitări, autoarea și-a propus să determine tensiunile și deformațiile care se produc în conductă în cadrul unui ciclu de pornire la rece - funcționare și oprire a turbinei, și mai ales evoluția acestora când procesul este ciclic. Problema care trebuie elucidată este dacă în acest caz apare sau nu o deformație progresivă structurală.

Pentru a efectua un calcul de o asemenea amploare (cu regimuri termice tranzitorii și cu comportare elastovâscoplastică a materialului), este necesar să se apeleze la metode numerice. Pentru rezolvarea problemei, autoarea a considerat codul de EF ZeBuLoN, care față de COSMOS-M prezintă o complexitate mai mare în ceea ce privește considerarea întăririi și de asemenea poate ține cont concomitent de fenomenul de fluaj. În relațiile modelului implementat se găsesc și cele referitoare la degradare prin oboseală oligociclică (LCF), deci se poate face un calcul complet în ceea ce privește estimarea duratei de viață.

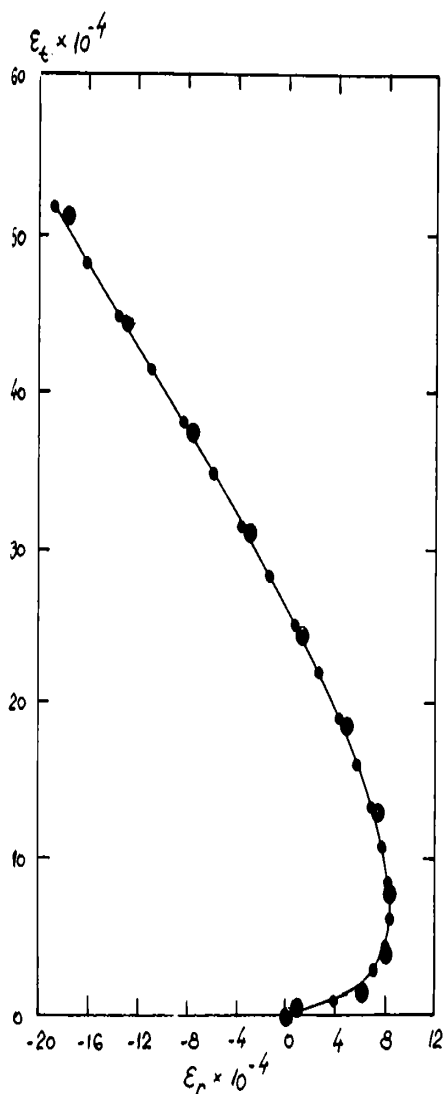


Fig.8.3.18

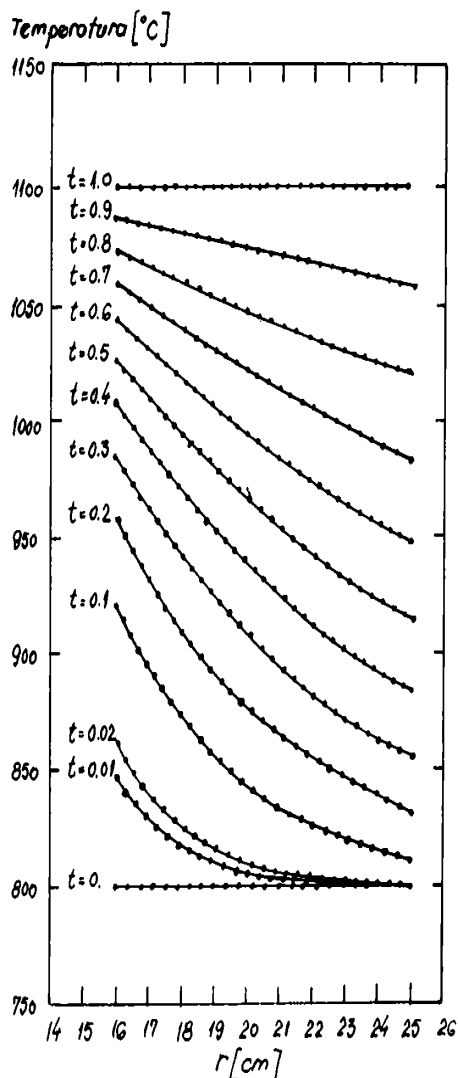


Fig.8.3.19

Codul COSMOS-M permite abordarea întăririi în formele ei cele mai simple, doar prin opțiunea: cinematică / izotropică, fapt care nu permite modelarea multor aspecte de comportare a materialului. În plus, nu se cunosc legile de întărire folosite de cei care au creat modelul implementat (liniare neliniare, combinate) și nu se poate ține cont de interacțiunea cu fenomenul de fluaj.

Calcul s-a efectuat pentru o conductă cu  $r_i = 100$  mm,  $r_e = 137.5$  mm, confecționată din oțel X20CrMoV121, considerată și în paragrafele precedente. Acesta se bazează pe modelul de comportare general elastovâscoplastică Chaboche (identificat și optimizat de autoare, prezentat la Capitolul 2 și 4), cu întărire izotropică neliniară și întărire cinematică cu componenta liniară și neliniară. Fișierul cu datele de material, intitulat "steel" (F8.1) se găsește în Anexa.

Condițiile F-D sunt următoarele: fâșia de conductă este supusă la presiunea interioară de 15 MPa pe latura din stânga; latura de jos nu se poate deplasa pe direcția 2, iar celei de sus i se impune o deplasare paralelă cu ea însăși pe direcția 2. Latura din stânga de asemenea poate avea o asemenea deplasare pe direcția 1; acest lucru se poate impune printr-o procedură specială, prin comanda "mpc1" (vezi fișierul F8.2).

Structura a fost discretizată în 30 EF axiale simetrice, având 117 noduri, după cum se poate vedea în Fig.A.8.1. Tot pe această figură se vede cum sunt definite axele sistemului; pentru sistemul cilindric de coordonate, rezulta corespondența: 1-r, 2-z, 3-t.

Pentru calcul s-au considerat evoluțiile tensiunilor și deformațiilor de la peretele interior (nodul 33) și exterior al conductei (nodul 64), în condițiile  $\theta_i > \theta_e$  - la pornire și invers în ultima secvență a ciclului, la oprire). Notațiile utilizate sunt specifice codului ZeBuLon, și anume:  $\epsilon_{0i}$ - lungire specifică totală,  $\epsilon_{pi}$ - lungire specifică plastică,  $\sigma_i$ - tensiunea, iar în ceea ce privește indicii ii (convenție de dubla indexare): 11 se referă la direcția 1, 22- la direcția 2, 33- la direcția 3.

Legea de variație a temperaturii aburului și a peretelui exterior s-a considerat cea înregistrată în termocentrală (Fig.1.2.2), cu mici simplificări. Considerând aceste condiții de pornire-oprire controlată, când temperaturile celor 2 pereți ai conductei diferă cu maximum 70 C, a rezultat din calcul ca o porțiune foarte îngustă situată la peretele interior poate avea tensiuni care depășesc limita de elasticitate a materialului, deci nu se pune problema apariției deformației progresive structurale. Considerând însă o situație de avarie sau o modificare bruscă de sarcină, gradientul termic pe peretele conductei poate fi mai mare; în acest sens s-a considerat s-a conceput un ciclu de variație a temperaturii în care diferență maximă a temperaturii pereților este de 200 C la încălzire, respectiv 120 C la răcire, prezentat în Fig.8.4.1. În porțiunea de încălzire A-B s-au considerat 2 incremente de timp, la fel în porțiunea de răcire C-D); cele 12 cicluri aplicate sunt prezentate în Fig.A.8.2.

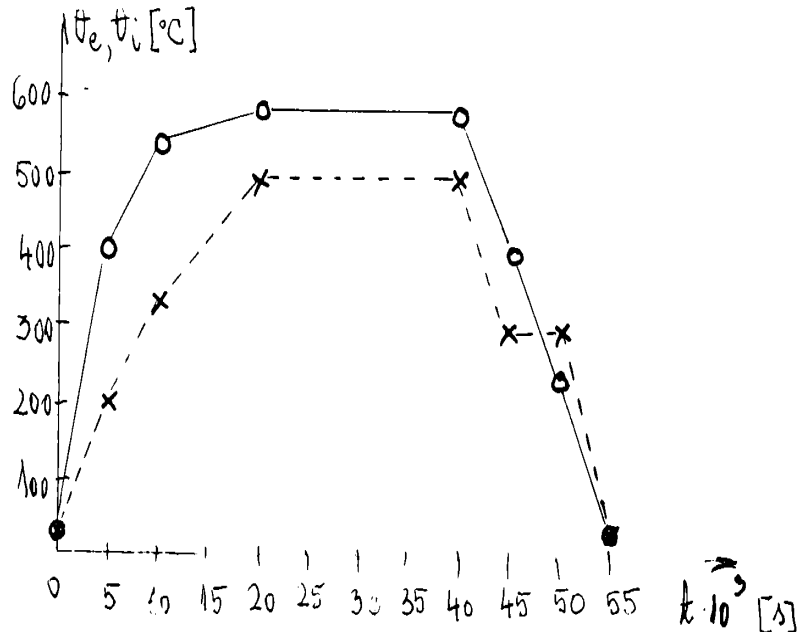


Fig.8.4.1

Cunoscând temperaturile celor 2 pereți ai conductei în diferite momente, distribuția tranzitorie de temperatura este conform celei determinate în [Bj22], unde, dacă se elimină fenomenele care se produc în prima perioadă (0,1 sec- fenomen ultrarapid), se poate considera o variație liniară a temperaturii pe perete.

Fișierele necesare calculului sunt prezentate în F8.1 (Anexa); cele în care este introdus câmpul de temperatura nodal (considerat ca parametru) au denumirea NTEMP. Pentru calcul s-au considerat 12 cicluri a caror durată totală este 600.000 sec. Momentele considerate în cadrul unui ciclu rezulta din Fig.8.4.1. Fiecare ciclu de temperatura conține 8 puncte (momente de timp); la punctul al patrulea se termină perioada de încălzire, între punctul 4 și 5 este perioada de menținere, iar ultimele trei puncte se referă la perioada de răcire.

Se considera ca presiunea crește la valoarea nominală în primii 2 pași de timp al ciclului, iar în ultimul pas de timp revine la 0 (oprirea turbinei). De altfel, urmărind înregistrările de presiune făcute la pornirea turbinei (Fig.1.2.1), acest lucru este în conformitate cu realitatea.

În cele ce urmează se prezintă rezultatele obținute, figurile aferente fiind incluse în

Anexa.

În Fig.A.8.3 sunt prezentate evoluțiile tensiunilor în cadrul primului ciclu, la nodul interior (33). Se observa ca tensiunea radiala  $\sigma_{11}$  crește corespunzator presiunii aplicate (până la  $t=5000s$ ), și apoi rămâne constanta, cum era de așteptat, la valoarea de  $-15MPa$ . Tensiunea circumferențială  $\sigma_{33}$  este compresivă și crește în prima perioada de încălzire (până la  $5000s$ ), iar apoi, datorita scaderii vitezei de creștere a temperaturii, scade de la valoarea maxima de  $-215MPa$  (componenta termica și cea datorita presiunii interioare au semne opuse), la valoarea  $-175MPa$  și apoi la o valoare neglijabila, pe care o are în toata perioada se menținere la temperatura constanta. În perioada de racire, fenomenul se petrece invers, tensiunile fiind de întindere. Valoarea maxima pozitiva a tensiunii este de  $320MPa$  (cele 2 componente menționate anterior au același semn). Tensiunea axiala  $\sigma_{22}$  are o evoluție similara cu  $\sigma_{33}$ , tensiunile compresive fiind mai mari iar cele de întindere, mai mici. Se constata ca din punctul de vedere al tensiunilor  $\sigma_{22}$  și  $\sigma_{33}$ , se produce plasticitate alternanta, adica în decursul unui ciclu se depășește limita de curgere a materialului și la tracțiune și la compresie.

În Fig.A.8.4 se pot urmări, comparativ, tensiunile care se produc în nodul 64. Se observa o evoluție inversa față de cele de la nodul 33. Tensiunea radiala este nula iar valorile maxime pentru  $\sigma_{22}$  sunt  $-275$  și  $340MPa$ , iar pentru  $\sigma_{33}$ :  $320$  și  $-310MPa$ . Considerând aceste valori, rezulta o comportare de plasticitate alternanta și la peretele exterior. Se observa ca tensiunea echivalenta Mises pastreaza același semn în decursul unui ciclu, având valoarea maxima la încălzire  $300MPa$  iar la racire,  $230MPa$ .

În Fig.A.8.5-Fig.A.8.8.sunt prezentate, pentru comparație, tensiunile de aceeași orientare, care se produc în cele 2 noduri în primul ciclu. Tensiunile radiale și circumferențiale au o evoluții similare: în perioada de încălzire sunt compresive la interior și de întindere la exterior, și invers în perioada de racire. Spre exemplu, pentru  $\sigma_{33}$ : în perioada de încălzire, valorile extreme ale tensiunilor în nodurile 33 și 64 sunt  $-215MPa$  respectiv  $310MPa$ , iar în perioada de racire  $320MPa$  și  $-205MPa$ , deci peste limita de curgere a materialului la temperatura respectiva.Se observa ca tensiunile Mises în nodul 33 au valoarea maxima la racire ( $328MPa$ ) iar în nodul 64, în perioada de încălzire ( $300MPa$ ).

În Fig.A.8.9-Fig.A.8.12 se vad evoluțiile tensiunilor rezultate în timpul celor 12 cicluri, în nodul 33.  $\sigma_{11}$  variaza în limite fixe în decursul celor  $600.000s$ ,  $\sigma_{22}$  prezinta în primele 4 cicluri o creștere a valorii maxime și o diminuare a celei minime cu aproximativ  $20MPa$ ,  $\sigma_{33}$  are valoarea minima la primul ciclu ( $-215MPa$ ) și de la al doilea ciclu se stabilizeaza la valoarea de  $-240MPa$ . Aceste modificari ciclice influențeaza evoluția tensiunii Mises. Variația tensiunilor în nodul 64 este data în Fig.A.8.13-Fig.A.8.15:  $\sigma_{22}$  are o evoluție similara cu  $\sigma_{33}$ , iar în Fig.A.8.16-Fig.A.8.18, aceleași tensiuni, comparativ cu cele din nodul 33.

În continuare, se vor prezenta deformațiile suferite de conducta. În Fig.A.8.19-Fig.A.8.21 se pot urmări evoluțiile lungirilor specifice totale, iar în Fig.A.8.22-Fig.A.8.24, evoluțiile componentelor plastice ale acestora, în nodul 33. Evoluțiile lungirilor specifice totale pastreaza amplitudini aproape constante și sunt pozitive în timpul procesului ciclic. Se poate totuși remarca o creștere a amplitudinii lungirii specifice radiale de la  $0.76\%$  la  $0.78\%$ . Componenta sa plastica are însă o creștere permanenta în amplitudine, care nu tinde sa se stabilizeze dupa cele 12 cicluri. Componenta plastica  $\epsilon_{i22}$ , negativa, creste si ea în amplitudine și cerște în valoare absoluta. Componenta circumferențiala  $\epsilon_{i33}$  este negativa la încălzire și pozitiva la racire. Valorile pozitive, dupa al treilea ciclu raman constante, cele negative cresc însă permanent în valoare absoluta, ceea ce are ca efect creșterea amplitudinii ciclice.

În Fig.A.8.25-Fig.A.8.27 se prezinta evoluțiile deformațiilor plastice din nodul 64. Lungirea specifica  $\epsilon_{pi1}$  este aici negativa, dar manifesta aceeași tendinta de stabilizare ca și la nodul 33. Deformatiile plastice pe direcțiile 2 și 3 au evoluții inverse una față de alta, dar

cu aceeași rată:  $\epsilon_{i22}$  este la primul ciclu pozitivă și apoi scade mereu în valoare absolută (după 4 cicluri este negativă și crește).  $\epsilon_{i33}$  este întotdeauna pozitivă și crește. În Fig. A.8.28-Fig. A.8.33, sunt prezentate toate deformațiile din nodurile 33 și 64, pentru o mai ușoară comparație.

Din punct de vedere al studiului intenționat de autoare, sunt importante informațiile preluate din Fig. A.8.30. Se constată din aceasta că în cele 12 cicluri de încărcare aplicate, lungimea specifică circumferențială  $\epsilon_{\theta 33}$  este variabilă ciclic, dar cu amplitudine constantă, deci nu se produce deformare progresivă structurală care ar duce la o umflare tot mai mare a conductei și în final, la fisurarea acesteia. Acest lucru este interesant întrucât structura este încărcată de așa natură încât sunt create condițiile apariției deformărilor progresive structurale: în fiecare jumătate de ciclu câte o parte (aproximativ jumătate din structura) suferă plasticitate alternantă în sensuri opuse, ceea ce, după experiențele altor cercetători reprezintă o cauză a deformărilor progresive (vezi capitolul 7). Dacă se urmăresc Fig. A.8.6 și Fig. A.8.7, se observă că tensiunile  $\sigma_{22}$  și  $\sigma_{33}$  au asemenea valori încât în fiecare jumătate de ciclu se produce curgerea la tracțiune și la compresiune, în exterior și în interior. Tensiunile echivalente Mises (Fig. A.8.8) au însă asemenea valori încât în prima jumătate de ciclu se produce curgerea la tracțiune la exteriorul tubului și în a doua jumătate de ciclu se produce curgerea tot la tracțiune, în interiorul tubului. Datorită acestui fenomen se produce în final plasticitate alternantă și nu deformare progresivă. În concluzie, în cazul unei încărcări triaxiale, evoluția tensiunilor echivalente și nu a tensiunilor componente impune comportarea structurii. Simularea s-a făcut cu parametrii identificați de autoare și care la teste de deformare progresivă de material (Capitolul 7) au arătat că aceasta se produce, și începe să se stabilizeze abia după 100 cicluri.

În plus, în ceea ce privește acceptarea unei variații liniare a temperaturii pe perete, în Capitolul 7 s-a precizat că o distribuție liniară a temperaturii produce mai degrabă deformare progresivă decât una parabolică sau logaritmică [Bu1]. Autorul subliniază că în cazul în care există o distribuție tranzitorie de temperatură în care doar o parte a structurii este la o temperatură și restul la o altă temperatură, se produce plasticitate alternantă și nu deformare progresivă, ceea ce ar putea constitui încă o explicație pentru rezultatele obținute de autoare.

În final, se mai prezintă evoluția ciclică a dependenței între tensiuni și deformații (lungiri specifice totale și plastice) astfel: în Fig. A.8.34-Fig. A.8.36 se prezintă dependența ciclică tensiuni-lungiri specifice plastice în nodul 33; în Fig. A.8.37-Fig. A.8.40, același lucru pentru nodul 64.

Dependențele tensiune-lungire specifică totală ( $\sigma$ - $\epsilon_{\theta}$ ) pentru nodul 64 se prezintă în Fig. A.8.41-Fig. A.8.42, iar o prezentare comparativă pentru evoluția  $\sigma_{33}$ - $\epsilon_{\theta 33}$  ( $\epsilon_{i33}$ ) în nodurile 33 și 64 se poate vedea în Fig. A.8.41-Fig. A.8.42.

În concluzie, trebuie menționat faptul că dacă în aceste condiții luate în studiu (o sollicitare primară de presiune interioară de valoare mică (-15 MPa) și o sollicitare termică ciclică destul de severă nu se produce DP structurală, aceasta nu înseamnă că în cazul în care s-ar introduce în calcul toate sollicitările reale ale conductei (care ar spori valoarea încărcării primare și secundare), nu ar exista acest pericol. Un asemenea studiu se va face în viitor, când va exista la catedră un computer performant, pe care se poate implementa codul ZeBuloN (în sistemul Unix), a cărui drept de utilizare în Catedra de Rezistența materialelor este deja obținut de autoare de la cei care l-au creat: Centre des Materiaux, Ecole Nationale des Mines de Paris.



## CAPITOLUL 9

### CONTRIBUTII PERSONALE. STRUCTURA LUCRARI

Lucrarea de față reprezintă o sinteză a preocupărilor experimentale și teoretice ale autoarei din ultimii 18 ani asupra comportării fizico-mecanice a oțelurilor termorezistente. Aceasta activitate experimentală a început cu încercările contractuale ale unui colectiv din catedra noastră (cu ICEMENERG București), incluzând autoarea, dar este bazată pe continuarea individuală a testărilor. Acest lucru a fost necesar pentru elucidarea anumitor aspecte specifice de comportament de material legate de preocupările privind modelarea prin ecuații constitutive.

Modelul constitutiv reprezintă actualmente modalitatea cea mai eficientă și de încredere pentru a prevedea evoluția stării materialului în timp, funcție de totalitatea încărcărilor aplicate "istoric", de la momentul elaborării și până la epuizarea duratei de viață a acestuia. O vastă literatură de specialitate din ultimii ani este dedicată creerii de modele de comportament și îmbunătățirii celor existente. Scopul acestor eforturi este atingerea performanței ca orice tip de manifestare a materialului, la orice mod de solicitare, ținând cont de toate efectele secundare - să fie corect simulată prin utilizarea modelului.

Pentru a concretiza aceste preocupări teoretice legate de studiul modelelor constitutive aplicabile la comportarea oțelurilor termorezistente, autoarea a ales ca structura de referință o conductă reală, utilizată în circuitul de abur principal (abur viu) din centralele termoelectrice. Motivul alegerii acestei structuri a fost complexitatea încărcărilor pe care ea le suportă pe timpul duratei estimate de viață, și cerințele de prelungire a funcționării acesteia în bune condițiuni.

În scopul creerii unei baze de date teoretice și experimentale solide, care să poată fi folosită pentru alegerea modelului constitutiv optim pentru oțelurile termorezistente și pentru identificarea parametrilor acestuia, autoarea s-a preocupat de:

- determinarea solicitărilor posibile ale conductei și a regimurilor de funcționare
- selecționarea materialelor utilizate la fabricarea conductelor
- realizarea unor înregistrări de variații de temperatură și presiune la pornirea turbinei
- determinarea tipurilor de porniri-opriri și înregistrarea periodicității cu care au loc anumite operații în centrală
- încercări necesare pentru determinarea constantelor modelelor (efectuate de autoare, dar și de cercetători din toată lumea, având aceleași preocupări)
- calcule cu programe din biblioteca calculatorului și programe cu MEF (COSMOS-M, Q-FIELD, ZeBuLoN)
- creerea de programe de calcul proprii în FORTRAN și TURBO-PASCAL
- documentări în țară și mai ales în străinătate pentru a găsi cât mai multe date teoretice și experimentale, sintetizarea și clasificarea acestora
- participări la seminarii în străinătate (cu lucrări și schimburi de idei în acest domeniu)
- efectuarea de stagii în străinătate pentru documentare și încercări experimentale (Franța și Jugoslavia)

Nu în ultimul rând trebuie subliniată procurarea de material prin amabilitatea CET DEVA, prelucrarea primară a materialului conductei de oțel X20CrMoV121 în vederea confecționării epruvetelor.

Se mai menționează colaborarea științifică de lungă durată cu prof. A.SEDMAK (Belgrad) și I. GLAVARDANOV (Novi Sad), corespondența științifică cu prof.dr.ing. J-

L. CHABOCHE și prof.dr.ing. G. CAILLETAUD - colaborari care au stat la baza invitației pentru deplasari în Jugoslavia și în Franța, precum și efortul depus de autoare pentru deplasarea pentru încercari la NOVI SAD pentru elaborarea unui proiect viabil și de interes, care a fost finanțat de SOROS (transport, 1997) și TEMPUS (bursa, 1998), la EVRY-PARIS. De asemenea mai merita menționata corespondența cu prof.S.R.BODNER (Israel) și prof.H.ISHIKAWA (Japonia), prin care autoarea a primit o serie de copii ale articolelor acestora.

De asemenea mai trebuie subliniat faptul ca din vasta bibliografie studiată, majoritatea articolelor sunt deja copiate de autoare și sunt disponibile spre a fi consultate de colegii din catedra.

In cele ce urmeaza, contribuțiile personale vor fi structurate pe capitolele din teza.

### **CAPITOLUL 1**

1).Srângerea de date referitoare la funcționarea centralelor termoelectrice, măsuratori de temperatura la pereții interiori și exteriori ai conductei principale și măsuratori de presiune la pornirea blocului turbinei, executate la CT Nikola Tesla, BELGRAD

2). Documentare in legatura cu regimurile de funcționare ale conductelor de abur viu și cauzele principalelor disfuncționalități la CET DEVA și CT-NT BELGRAD

### **CAPITOLUL 2**

3).Documentare (prin mijloace proprii) la Fac. Mecanica din BELGRAD, Fac. de Tehnologie Mecanica din NOVI SAD și prin finanțare SOROS respectiv IMG-TEMPUS la Ecole Nationale des Mines PARIS, Centre des Materiaux Evry, în legatura cu modelele constitutive actuale

4). Sistematizarea evoluției teoriei plasticității și a modelelor constitutive de material; clasificarea și prezentarea acestora într-o forma unitara, comparativa; prezentarea performanțelor si limitelor lor prin exemple concrete

5). Insușirea și prezentarea principalelor noțiuni necesare pentru introducerea modelelor constitutive pentru stările de încărcare triaxiala, mai ales însușirea algebrei tensoriale, indispensabila înțelegerii modelelor constitutive și a funcționării acestora

6). Prezentarea modului de identificare, pe baza incercarilor experimentale, a modelelor Chaboche și Bodner; identificarea parametrilor modelului Bodner și introducerea relațiilor modelului în codul cu EF ZeBuLoN (în colaborare cu CM Evry); identificarea și optimizarea parametrilor din modelul Chaboche cu același cod, pe baza încercarilor experimentale proprii

### **CAPITOLUL 3**

7). Sintetizarea încercarilor din catedra și studiul comparativ al comportării mecanice și al deformabilității oțelului 12H1MF la tracțiune monotona, considerând influența șarjei specifice de producție și a duratei de serviciu

8). Simularea curbelor de tracțiune monotona pentru oțelul X20CrMoV121 (pentru 6 temperaturi și viteza de deformare fixa precum și pentru 3 viteze de deformare la temperatura ambianta și la 540 C) cu codul ZeBuLoN

### **CAPITOLUL 4**

9). Participarea în colectivul de încercari de fluaj pe 2 oțeluri termorezistente (în catedra)

10). Determinarea curbelor de fluaj la tensiune constanta și respectiv temperatura constanta pentru oțelul X20CrMoV121 utilizand modelul Chaboche identificat de autoare

11). Determinarea experimentală a comportării la relaxare ciclica, în cazul testelor de oboseala cu menținere la deformare fixa, la același oțel (Paris)

### **CAPITOLUL 5**

12). Sintetizarea modelelor de material din literatura care includ degradarea prin oboseala oligociclica; prezentarea aparaturii și tehnicii experimentale pentru abordarea obosealii termomecanice (instalații speciale precum și dispozitive posibil de realizat prin dotare proprie)

- 13). Incercari de tracțiune pentru determinarea evoluției limitei de curgere și a modulului de elasticitate la cicluri cu modificarea temperaturii, la oțelul 12H1MF, după un program de concepție proprie (în laboratorul catedrei)
- 14). Efectuarea de încercari de ecrusare ciclica la teste de tensiune compresiune cu controlul deformației (variație triunghiulara, simetrica) pentru o gama de viteze de încărcare și 7 amplitudini ale deformației, pe oțelul X20CrMoV121, la temperatura ridicata (Paris)
- 15). Incercari la cicluri de tracțiune cu controlul deformației (triunghiulara, pulsatoare) la temperatura ridicata, la 2 viteze de deformare și 3 amplitudini ale deformației la 540 C, pe oțelul X20CrMoV121 (Paris)
- 16). Simularea cu modelul Chaboche a încercarilor descrise la punctele 14) și 15) în vederea optimizării parametrilor utilizați
- 17). Program pentru determinarea evoluției curbei de tracțiune-compresiune ciclica și de trasare a deplasării centrelor suprafețelor de curgere corespunzătoare în limbaj TURBO-PASCAL, aplicând modelul Ishikawa
- 18) Incercari de oboseala la tracțiune-compresiune pe oțelul 12H1MF (Novi Sad)

#### CAPITOLUL 6

- 19). Studiul condițiilor de funcționare reala a conductelor pentru determinarea "ciclurilor de serviciu"; studiul metodelor simplificate din literatura pentru abordarea calculului de oboseala termomecanica; introducerea noțiunii de oboseala anizoterma în faza și antifaza, a celei de timp de menținere și utilizarea acestora pentru aprecierea degradării în condiții de solicitari ciclice în prezența fluajului;
- 20). Clasificarea și sistematizarea modelelor de degradare clasice și a celor recente, cu exemple de aplicare practica

#### CAPITOLUL 7

- 21). Abordarea teoretica, în modelare și experiment, a deformației progresive: clasificari; modele care pot reproduce fenomenul însoțite de exemple pentru aplicare și rezultate în cazul monoaxial și multiaxial;
- 22). Incercari de tracțiune ciclica cu tensiune controlata, la temperatura ambianta și la 540 C, pentru a evidenția posibilitatea apariției deformației progresive de material la oțelul X20CrMoV121 (în laboratorul catedrei)
- 23). Simularea deformației progresive a oțelului X20CrMoV121 cu codul Zebulon în scopul verificării validității modelului Chaboche; comparație cu rezultatele experimentale

#### CAPITOLUL 8

- 24). Studii legate de distribuția de temperatura tranzitorie, tensiuni termice și deformații în conducte de abur viu, în următoarele situații:
- a)-calcul cu COSMOS-M a tensiunilor și deformațiilor din conducta datorita dilatarilor- contractiilor ce apar în sistemul spațial al conductei la pornirea-oprirea turbinei
  - b)-elaborarea unui program de calcul și rulara acestuia (FORTRAN) pentru determinarea câmpului termic, tensiunilor și deformațiilor când temperatura pereților variaza lent
  - c)-elaborarea a 3 programe de calcul (FORTRAN) pentru determinarea campului termic, în regim termic tranzitoriu, prin metode aproximative
  - d)-elaborarea a 3 programe de calcul (FORTRAN) pentru determinarea tensiunilor și deformațiilor pentru campurile termice de mai sus
  - e)-calculul cu COSMOS-M a tensiunilor și deformațiilor sistemului spațial al conductei datorita greutății proprii, a izolației și aburului
  - f)-calculul tensiunilor și deformațiilor din conducta datorate presiunii interioare, pentru mai multe tipuri de considerare a comportării materialului
  - g)-încercari experimentale pe dispozitiv de concepție proprie pentru validarea rezultatelor teoretice de mai sus

h)-aplicarea modelului Chaboche elastoplastic și elastovâscoplastic pentru a-i vedea posibilitățile de a reproduce comportamentul materialului în cazul aplicării presiunii interioare și compararea rezultatelor cu cele analitice

i)-calculul cu programul QFIELD a tensiunilor termice dintr-o conductă izolată la exterior, pentru comportarea elastică a materialului

j)-determinarea teoretică a tensiunilor termo-mecanice și a deformațiilor în cazul materialului elastoplastic

k)-determinarea cu codul ZeBuLoN a tensiunilor dintr-o conductă când se considera efectul fluajului suprapus peste solicitarea la presiune interioară

l)-calculul cu ZeBuLoN a unei conducte de lungime infinită, cu material elastoplastic, solicitată la un câmp de temperatură cu o anumită lege de variație în timp și pe rază, având și o presiune interioară

m)-calculul conductelor de abur la cicluri repetate de pornire-oprirea turbinei, pentru a detecta apariția deformației progresive structurale, cu programul Zebulon. Se considera conducta cu dimensiunile reale, cu materialul cu comportare după modelul Chaboche identificat de autoare.

Autoarea și-a dorit ca aceste eforturi de determinare a tensiunilor și deformațiilor termo-mecanice pentru diferite cazuri de solicitare și considerând pe rând una sau multe dintre ele să fie toate introduse în calculul cu ZeBuLoN, dar costul de rulare a unui asemenea program (considerat ca timp) a fost prea mare, și nu a permis autoarei o abordare generală în perioada stagiului în Franța. Întrucât, prin bunăvoința autorilor programului de la Evry, autoarea a obținut pentru catedra dreptul de utilizare, acest lucru va fi posibil când vom avea un calculator performant (sistem UNIX), pe care programul poate fi implementat.

Redactarea lucrării în toate fazele elaborării acesteia este efectuată în întregime de autoare.

Lucrarea elaborată conține:

- 249 pagini + Anexa
- 371 figuri, din care 103 în Anexa
- 11 tabele, din care 1 în Anexa
- fotografii
- 5 scheme logice
- 1 program de calcul
- 6 înregistrări pe plotere
- 7 listinguri
- 9 fișiere de calcul
- 394 titluri bibliografice
- 47 titluri bibliografice ale autoarei, din care
  - 36 ca prim sau unic autor
  - 11 în colaborare

## BIBLIOGRAFIE

- [Aa1] Alvarez- Alma ș.a., "Recovery and precipitation formation in a martensitic stainless steel under thermal fatigue hold times", *Fatigue'93*, 903-908
- [Ab1] J. Aboudi, "Effective constitutive equations for fiber reinforced viscoplastic composites exhibiting anisotropic hardening", *Int. J. Eng. Sci.*, 1, 1983, 1081-1096
- [Ad1] ADINA R & D Inc. Watertown, 1990
- [Af1] P. J. Armstrong, C. O. Frederik, "A mathematical representation in the multiaxial Bauschinger effect," *G.E.G.B Report*, 1966, 731
- [Ai1] R. A. Ainsword, "Cyclic loading in the creep range", *Int. Conf. on Eng. Aspects of Creep*, 1980, C-215, 153-160
- [Ak1] J. Aktaa ș.a., "The dependence of damage on internal variables and its incorporation into constitutive equations", *Trans. of the 12-th Conf. on Structural Mechanics in Reactor Technology*, ed. Kusmaul, Elsevier Science Publishers, Stuttgart, 1993,
- [Al1] G. M. Alamell, "Cyclic loading of inelastic materials: Experiment and Predictions", M. S. Thesis, Texas University, Austin, EMRL Report 85/2
- [An1] L. Anand, "Constitutive equations for the rate dependent deformation of metals at elevated temperatures", *J. Eng. Mat & Tech*, 104, 1982, 12-19
- [An3] S. D. Antolovich, "La fatigue des materiaux et des structures", Maloine Editions, Paris, 1980, 465.
- [At1] V. Athanashovici, V. Mușatescu, I. S. Dumitrescu, "Termoenergetica industrială și termoficare", E. D. P. București, 1981
- [Ba1] M. D. Snyder, K. J. Bathe, "A solution procedure for thermoelastoplastic and creep problems", *Nucl. Eng. Design*, 64, 1981, 49-80
- [Ba2] G. Bartolinic, S. Ragazzoni, "Low cycle fatigue of 1%CrMoV steam turbine rotor steel", *Proc. of 2-nd Int. Conf. on Creep and Fracture of Eng. Mat. & Struct.*, ed. B. Wilshire, D. R. J. Owen, Swansea, 1-6 April, 1984 CFEMS'84, 1029-1042
- [Bc1] A. Benallal, G. Cailletaud ș.a., "Description and modelling of nonproportional effects in cyclic plasticity", *2-nd Int. Conf. on Biaxial- Multiaxial Fatigue*, Sheffield, 1885
- [Bc2] H. Burlet, G. Cailletaud, "Modelling of cyclic plasticity in finite elements codes", *2-nd Conf. on Constitutive Laws for Engineering Materials: Theory and Applications*, Tucson, Arizona, 1987
- [Bd1] A. Bouchou, P. Delobelle, "Thermomechanical behavior and modelling of an austenitic stainless steel under anisothermal cyclic loading", *Fatigue under Thermal and Mechanical Loading*, ed. J. Bressers and L. Remy, Kluwer Academic Publication, "Fatigue'96", 1996", 435-444
- [Be1] A. Benallal, D. Marquis, *J. Eng. Mat. Tech.*, 109, 326-336
- [Be2] A. Bertram ș.a., *Arch. Mech*, 46, 3, 1994, 413-429
- [Be3] A. Benallal, A. Ben Cheikh, "Constitutive laws for engineering materials", ed. C. S. Desai et al, ASME Press, 1987, 667-674
- [Be4] B. Belhedi, P. Delobelle, *La Recherche Aerospaciale*, 6, 1992, 43-63
- [Be5] L. Bertini, "Life predictions by three creep-fatigue interactions models: influence of multiaxiality and time variable loadings", *Materials at High Temperatures*, vol.9, 1, 1991, 23-29
- [Be6] S. M. Beech, A. D. Batte, "An evaluation of the long term creep-fatigue behavior of a 0.5%CrMoV steam turbine casing steel", *Proc. of 2-nd Int. Conf. on Creep and Fracture of Eng. Mat. & Struct.*, ed. B. Wilshire, D. R. J. Owen, Swansea, 1-6 April, 1984 CFEMS'1984, 1043-1050

- [Bi1] V. Bicego, S. Ragazzoni, "Low cycle fatigue of a 1CrMo steel; damage criteria and life prediction methods assesment", Proc. of 2-nd Int. Conf. on Creep and Fracture of Eng. Mat. & Struct., ed. B. Wilshire, D. R. J. Owen, Swansea, 1-6 April, 1984 CFEMS'1984, 518-552
- [Bi2] V. Bina, R. Pech, "General mathematical model for the creep process", ICM IV, I. Mech. E., 1980, 127-134
- [Bi3] V. Bicego ș.a., "A continuum damage approach to creep-fatigue life prediction for a low alloy steel", Fatigue'93, 915-920
- [Bj1] L. Blaj, C. Cristuinea, "A comparative study of stresses and strains of thick walled tubes, Al IV-lea Simpozion de tensometrie, Brașov, 1986, 195-202
- [Bj2] L. Blaj, C. Cristuinea, "Metoda numerica de calcul a câmpului de temperatura în bare cilindrice", Sesiune de comunicari Institutul Tehnic Sibiu, 1985, 247-253
- [Bj3] L. Blaj, C. Cristuinea, "Metoda numerica de calcul a câmpului de temperatura într-un perete semiinfinit", Simpozionul de Termotehnica și mașini termice, Timișoara, 1988, 195-200
- [Bj4] L. Blaj, C. Cristuinea, "Metoda numerica de calcul a câmpului de temperatura într-o placa plana infinita", Simpozionul de Termotehnica și mașini termice, Timișoara, 1988, 205-210
- [Bj5] L. Blaj, C. Cristuinea, "Cislenii metod dlia rasceta termiceschnih naprajenjii v stane tolstostenno vilindra (ciasti pervaia), Conferința de vibrații, Timisoara, 1988, 238-244
- [Bj6] L. Blaj, C. Cristuinea, "Cislenii metod dlia rasceta termiceschnih naprajenjii v stane tolstostenno vilindra (ciasti vtaraia), Conferința de vibrații, Timisoara, 1988, 245-249
- [Bj7] L. Blaj, C. Cristuinea, "Studiu comparativ al metodelor de extrapolare al rezultatelor încercarilor de fluaj la un oțel termorezistent nealiat", Simpozion Jubiliar 70 ani (1923-1993), Timișoara, 1993, 30-35
- [Bj8] L. Blaj, C. Cristuinea, M. Hlușcu, "Cercetari privind dependența comportarii mecanice a unui oțel termoreziztent de temperatura și durata de exploatare, partea I", Analele Universității Oradea, Fascicola Mecanica, 1995
- [Bj9] L. Blaj, C. Cristuinea, M. Hlușcu, "Cercetari privind dependența comportarii mecanice a unui oțel termoreziztent de temperatura și durata de exploatare, partea II", Analele Universității Oradea, Fascicola Mecanica, 1995
- [Bj10] L. Blaj, C. Cristuinea, "The dependence of mechanical properties of heatresistant steel on service time and temperature", Seminar Controla i pracenje stana metala i radnog veka termoblocova EPS, vol I, Beograd, Jugoslavija, 1995, 277-290
- [Bj11] L. Blaj, S. Dumitrașcu, I. Glavardanov, "Program pentru simularea comportarii materialelor în cazul plasticității ciclice", A VIII-a Conf. de Vibrații mecanice, Timișoara, 1996, 99-103
- [Bj12] L. Blaj, I. Glavardanov, "Computer program for cyclic plasticity", 22-th Yugoslav Congress on Theoretical and Applied Mechanics, Vrnjacka Banja, iunie, 1997
- [Bj13] L. Blaj, "Simularea comportarii elastovâscoplastice a unui cilindru supus la presiune interioara", Ses. Com. Stiinț. ed.IV, Univ. A Vlaicu, Arad, oct.1997, 1-9
- [Bj14] L. Blaj, "Simularea comportarii la fluaj a unui cilindru elastovâscoplastic supus la presiune interioara, Ses. Comun. Stiinț. ed. IV, Univ. A Vlaicu, Arad, oct.1997, 10-15
- [Bj15] L. Blaj, "Asupra posibilității unui model matematic constitutiv de a exprima comportamentul elastovâscoplastic al materialelor. Partea I", A 7-a Conf.Intern. de Tehnologii neconvenționale, Timișoara, mai 1997
- [Bj16] L. Blaj, "Asupra posibilității unui model matematic constitutiv de a exprima

- comportamentul elastovâscoplastic al materialelor. Partea II", A 7-a Conf.Intern. de Tehnologii neconvenționale, Timișoara, mai 1997
- [Bj17] L. Blaj, "Asupra posibilității unui model matematic constitutiv de a exprima comportamentul elastovâscoplastic al materialelor. Partea III", A 7-a Conf.Intern. de Tehnologii neconvenționale, Timișoara, mai 1997
- [Bj18] L. Blaj, M. Hlușcu, "Calculul tensiunilor din conducte în condiții normale de funcționare și de șoc termic", Ses. de Comunicari Petroșeni, 1997
- [Bj19] L. Blaj, M. Hlușcu, "Calculul conductelor de abur solicitate la greutatea proprie", Ses. de Comunicari, Petroșeni, 1997
- [Bj20] L. Blaj, M. Hlușcu, "Calculul unui sistem de conducte în situația pornirii la rece a turbinei", Ses. de Comunicari Petroșeni, 1997
- [Bj21] L. Blaj, C. Cristuinea, "Cercetari privind comportarea ciclica a oțelului 12H1MF", Ses. de Comunicari Petroșeni, 1997
- [Bj22] L. Blaj, "Calculul deformațiilor unui cilindru elastoplastic solicitat la presiune interioară și gradient de temperatură pe grosimea sa", Ses. de Comunicari Petroșeni, 1997
- [Bj23] L. Blaj, "Model constitutiv pentru descrierea comportării elasto-plastice a materialelor; Identificare-optimizare- rezultate", Zilele Academiei Române, 23 mai 1997 (comunicata)
- [Bj24] L. Blaj, C. Cristuinea, V. Angheliescu, "On the method for establishing the temperature dependence of the characteristic curve", Bul. St. I.P.T., tom 34(48), ...
- [Bj25] L. Blaj, Referat I, Teza de doctorat, "Aspecte ale calculului tuburilor cu pereți groși în domeniul elasto-plastic". Timișoara, 1993
- [Bj26] L. Blaj, Referat II, Teza de doctorat, "Aplicarea metodelor numerice pentru stabilirea câmpului de temperatura în conducte" Timișoara, 1993
- [Bj27] L. Blaj, Referat III, Teza de doctorat, "Tehnici experimentale pentru stabilirea stării de tensiune și deformație la temperaturi ridicate", Timisoara, 1994
- [Bj28] L. Blaj ș.a., "Cercetari privind estimarea fiabilității unor elemente și structuri de rezistență", Contract cu Min. Invațământului, 5004/1996
- [Bj29] L. Blaj ș.a., "Studiu privind controlul stării materialului unei conducte de abur viu de la cazanul Pp-55 nr.4 din CTE Mintia", Contract ICMENERG/1984
- [Bj30] L. Blaj ș.a., "Studiu privind controlul stării materialului din centrale termoelectrice", Contract cu ICMENERG, 1985-1992
- [Bj31] L. Blaj, C. Cristuinea, "Cercetari privind posibilitatea apariției progresive de material la oțelul X20CrMoV121", A II-a Sesiune națională de comunicari științifice a Academiei aviației și apărării naționale "Henri Coanda", Brașov, 1998, în curs de apariție
- [Bj32] L. Blaj, "Asupra posibilității modelului Constitutiv Chaboche de a reproduce comportarea ciclica a materialelor", A II-a Sesiune națională de comunicari științifice a Academiei aviației și apărării naționale "Henri Coanda", Brașov, 1998, în curs de apariție
- [Bj33] L. Blaj, "Identificarea modelului Chaboche relativ la comportarea oțelului X20CrMoV121. Partea I: Incercari experimentale", Simpozion 75 ani ai Catedrei de Rezistența materialelor, în curs de publicare
- [Bj34] L. Blaj, "Identificarea modelului Chaboche relativ la comportarea oțelului X20CrMoV121. Partea II: Utilizarea modelului pentru studiul deformației progresive de material a oțelului X20CrMoV121", Simpozion 75 ani ai Catedrei de Rezistența materialelor, în curs de publicare
- [Bj35] L. Blaj, "Identificarea modelului Chaboche relativ la comportarea oțelului X20CrMoV121. Partea III: Utilizarea modelului pentru studiul tensiunilor și deformațiilor dintr-o conductă de abur viu în cazul unor cicluri de pornire-oprire a turbinei", Simpozion 75 ani ai Catedrei de Rezistența materialelor, în curs de publicare

- [Bj36] L. Blaj, "Determinarea curbelor de tracțiune la diferite viteze de deformare și diferite temperaturii, determinarea curbelor de fluaj, de ecrusaj ciclic și de oboseala-relaxare folosind modelul Chabobche", Simpozion 75 ani ai Catedrei de Rezistența materialelor, în curs de publicare
- [Bo1] S.R. Bodner, "Evolution equations for anisotropic hardening and damage of elastic-viscoplastic materials", *Plasticity Today*, ed. A. Sawczuk & G. Bianchi, London, 1985, 471-472
- [Bo2] S. R. Bodner, "Review of a unified elastic-viscoplastic theory", *Unified equations for creep and plasticity*, ed. A. K. Miller, London, 1987, 273-301
- [Bo3] S. R. Bodner, Y. Partom, "Constitutive equations for elastic-viscoplastic strain hardening materials", *J. Appl. Mech.*, 1975, june, 385-389
- [Bo4] S. R. Bodner, I. Partom, Y. Partom, "Uniaxial cyclic loading of elsto-viscoplastic materials", *J. Appl. Mech.*, 46, 1979, 805-810
- [Bo5] S. R. Bodner, A. Merzer, "Viscoplastic constitutive equations for copper with strain rate history and temperature effects", *J. Eng. Mat. & Tech.*, 100, 1978, 388-394
- [Bo6] S. R. Bodner, K. S. Chan, "Modelling of continuum damage for application in elastic-viscoplastic constitutive equations", *Eng. Frct. Mech.*, 25, 1986, 705-712
- [Bo7] S. R. Bodner, "A procedure for including damage in constitutive equations for elastic-viscoplastic work-hardening materials, Proc. IUTAM Symp. Physical Nonlinearities in Structural Analysis, Springer, Berlin, 1981
- [Bo8] S. R. Bodner, "Further development of a unified elasto-viscoplastic theory", *Mech. Behavior of Mat.*; vol II, ed. I. Mashiro, T. Inoue, Pergamon Press, 1991
- [Bo10] S. R. Bodner, "Evolution equations for anisotropic hardening and damage of elastoviscoplastic materials", *Plasticity Today, Modelling, Methods and Applications*, Elsevier Applied Sci. Publ., Barling, England, 1984
- [Bo11] S. R. Bodner, "Review of a unified elastic-vascoplastic theory", AFOR-84-0042, 1984
- [Br1] L. M. Brown, W. M. Stobbs, "The workhardening of copper-silica: a model based on internal stress with no-plastic relaxation", *Phil. Mag.*, 23, 1971, 1185-1190
- [Br2] L. M. Brown, D. R. Clarke, "Workhardening due to internal stresses in composite materials", *Acta Met.*, 2-3, 1975, 821-825
- [Br3] O. T. Bruhns, M. Pitzer, "Some remarks on integration procedures for a viscoplastic constitutive law", *Int. J. Plasticity*, 7, 1991, 235-254
- [Br4] J. Bree, "Elastoplastic behavior of thin tubes subjected to internal pressure and intermitent high- heat fluxes with application to fast-nuclear-reactor fuel elements", *J. Strain Analysis*, 2/3, 1967, 226-238
- [Bs1] A. Baltov, A. Sawczuk, "A rule of anisotropic hardening", *Acta Mech.*, 1, 1965, 81-92
- [Bs2] S. R. Bodner, D. C. Stouffer, "Comments on anisotropic plastic flow and incompressibility", *Int J. Eng. Sci. & Tech.*, 21, 1983, 211-215
- [Bu1] D. Burgreen, "Review of the thermal ratcheting", *Fatigue at Elevated Temperature*, ASTM-STP, 1973, 535-551
- [Bu2] H. Burlet, G. Cailletaud, "ZeBuLon, a finite element code for nonlinear material behavior", *Proc. European. Conf. on New Advances in Computational Structural Mechanics*, Giens, 1991, 673-680
- [Bu24] V. Budau, L. Blaj ș.a, "Aspecte ale comportării fizico-mecanice a materialelor țevilor de cracare de la un cuptor de cracare", *Simpozion Jubiliar 70 ani, Cat. Rezistența materialelor*, 1993, 36-43
- [Ca1] G. Cailletaud, J- L. Chaboche, P. Nouailhas, "Influence of material behavior on



- stress redistribution in cyclic plasticity", NUMETA 85, Swansea, 1985
- [Ca2] G. Cailletaud, "Prevision de duree de la vie a haute temperature sous changement complexe", Proceedings of AGARD meeting no 368, Lisse, Pays Bas, 1984, 1-13
- [Ca3] B. S. Chakraborty ş.a., "The cyclic stress- strain response of titanium- vanadium alloys", Technical report 77- 1, Metalurgy- program, Georgia Inst. of Tech, 1977
- [Ca4] G. Cailletaud, "A micromecanical approach to inelastic behavior of metals", Int. J. Plast.,8, 1992, 55-73
- [Ca5] G. Cailletaud, K. Sai, "Study of plastic- viscoplastic models with various inelastic mechanism", Int. J. Plast.,11/8, 1995, 991-1005
- [Ca8] G. Cailletaud, J-L. Chaboche, "Sur le calculs de structures en viscoplasticite cyclique", La Recherche Aerospaciale", 1, 1985, 41-60
- [Ca9] G. Cailletaud ş.a., "Thermal fatigue of a thermally nonstable alloy", Mech. Behavior of Materials- IV, ed. J. Carlsson & G. N. Ohlson, High temperature, London 1980, 255-261
- [Ca10] G. Cailletaud, "Computer aided identification: material element, specimen, component", studiu nepublicat
- [Ca11] G. Cailletaud ş.a., "Mechanical description of viscoplastic and damage behavior under variable temperature in presence of microstructural instabilities", Creep in Structures, 1980, 48-72
- [Ca12] G. Cailletaud, P. Pilvin, "Identification and inverse problems related to material behavior. Inverse problems in engineering mechanics", eds. Bui, Tanaka et al, Rotterdam, 1994, 79-86
- [Cb1] K. S. Chan, S. R. Bodner, K. P. Walker, "A survey of unified constitutive theories", Symp. Nonlinear Constitutive Relations at High Temperature, NASA, Lewis Research centre, June, 1984
- [Cb2] K. S. Chan, S. R. Bodner, U. S. Lindholm, "Phenomenological modelling of hardening and thermal recovery in metals", J. Eng. Mat & Tech, 110, 1998, 1-8
- [Cb3] K.S.Chan, S. R. Bodner, K. P. Walker, U. S. Lindholm, "A survey for unified constitutive relations", Second Symposium on Nonlinear Costitutive Relations for High Temperature Applications, Cleveland, Ohio, 1984
- [Cc0] C. Cristuinea, Teza de doctorat, I. P. Timișoara, 1976
- [Cc1] C. Cristuinea, L. Blaj, "Contributions on the calculation of thick walled tubes stressed in elastoplastic medium and charged with variable internal and external pressure", Conferința de vibrații, Timisoara, 1985, 219-224
- [Cc2] C. Cristuinea, L. Blaj, "Contributions on the calculation of stresses and strains in thick walled tubes stressed in elastoplastic medium in the case of temperature slowly variable on the cross section", Conferința de vibrații, Timisoara, 1985, 213-218
- [Cc3] C. Cristuinea, L. Blaj, "Contributions on the calculation of stresses and strains in thick walled tubes stressed in elastoplastic medium under the conditions of oscillating pressure and temperature of the internal surface", Conferința de vibrații, Timisoara, 1985, 225-229
- [Cc4] C. Cristuinea, L. Blaj, "Metoda numerica de calcul al câmpului de temperatura pe secțiunea transversala a unei bare cilindrice ce se racește uniform prin suprafața laterala", Simpozionul de Termotehnica și mașini termice, Timișoara, 1988, 201-214
- [Cc5] C. Cristuinea, L. Blaj, "Necotoriie soobrajenie po primeniiu metoda Larsona-Millera pri icpitaniih na polzucestii", Conferința de vibrații, Timișoara, 1988, 233-237
- [Cc6] C. Cristuinea, L. Blaj ş.a. "Kapazitiver extenso und torsiometer", Kongressmesse fur Industrielle Mesttechnik, Wiesbaden, Germania, 1992
- [Cc7] C. Cristuinea, L. Blaj, ş.a. "Correlation of static and dynamic characteristics for

- toughness estimation of thermoresistant steel", Ninth European Conference on Fracture, Varna, Bulgaria, 1992, 1201-1204
- [Cc8] C. Cristuinea, L. Blaj ș.a. "Sistem capacitiv de masurare a deformațiilor la o sollicitare de tracțiune cu rasucire", Cel de-al VI-lea Simpozion National de tensometrie, Craiova, 1992, 336-339
- [Cc9] C. Cristuinea, I. Dumitru, P. Tripa, L. Turcu, "Unele aspecte privind aprecierea stării de fragilitate a unor oțeluri utilizate la temperaturi ridicate", Simp. Tens., Galați, 1989, III, 55-59
- [Cc10] C. Cristuinea, L. Blaj, M. Hlușcu, "Stress determination from the wall of an autoclave subjected to 3000 bar internal pressure", Buletin Stiintific și Tehnic al UTT, 1995, 79-89
- [Cc11] C. Cristuinea, M. Hlușcu, L. Blaj, "Studiul stării de tensiune din peretele unui recipient cu fund plat", Analele Univ. Oradea, Fasc. Mec., vol I.
- [Cc12] C. Cristuinea, L. Blaj, Curs de Rezistența materialelor, Centrul de multiplicare U.P. Timisoara, 1995
- [Ch0] J. Lemaitre, J-L. Chaboche, "Mecanique des materiaux solides", ed. Dunod, Paris, 1995
- [Ch1] J-L. Chaboche, "Viscoplastic constitutive equations for the description of cyclic and anisotropic behavior of metals", Bull. de l'Acad. Pol. des Sciences, Serie Sc. et Tech., vol 25, 1, 1977, 33-42
- [Ch2] J-L. Chaboche, G. Rousselier, "On the plastic and viscoplastic constitutive equations", Part I, II, J. Press. Vess. Tech., 195, 1983, 153-164
- [Ch3] J-L. Chaboche, D. Nouailhas, "The inelastic behavior of solids. Models and Utilisation", ed. G. Cailletaud et al, MECAMAT, Besancon, Franța 1988, 119-134
- [Ch4] J-L. Chaboche, "Time independent constitutive theories for cyclic plasticity", Int. J. Plast., 2, no 2, 1986, 149-188
- [Ch5] J-L. Chaboche, G. Rousselier, "On the plastic and viscoplastic constitutive equations based on the internal variables concept", 3-rd Int. Sem. "Inelastic Analysis and life prediction in high temperature environment", SMIRT- 6, Post Conf. Paris, T. P. ONERA, 1983, 81-118
- [Ch6] J-L. Chaboche ș.a., "Modelisation of the strain memory effect on the cyclic hardening of 316 SS, SMIRT 5, Division L, Berlin, 1979
- [Ch7] J-L. Chaboche, "Constitutive equations for cyclic plasticity and cyclic viscoplasticity", Int. J. Plasticity, 5, 1989, 247-302
- [Ch8] J-L. Chaboche, G. Cailletaud, "On the calculation of structures in cyclic plasticity and viscoplasticity", Comp.& Struct., 1, 23, 1986, 23-31
- [Ch9] J-L. Chaboche, D. Nouailhas, "A unified constitutive model for cyclic viscoplasticity and its application to various stainless steels", J. Eng. Mat. & Tech., 111, 1989, 424-430
- [Ch10] J-L. Chaboche, D. Nouailhas, "Constitutive modelling of ratcheting effects- Part I, Experimental facts and properties of the classical models", J. Eng. Mat. & Tech., 111, 1989, 384-392
- [Ch11] J-L. Chaboche, D. Nouailhas, "Constitutive modelling of ratcheting effects- Part II, Possibilities of some kinematic rules", J. Eng. Mat. & Tech., 111, 1989, 409-416
- [Ch12] J-L. Chaboche, "On some modifications of kinematic hardening to improve the description of ratcheting effects", Int. J. Plasticity, 7, 1991, 661-678
- [Ch13] H-J Christ ș.a., "The use of plastic strain control in thermomechanical fatigue", Fatigue under Thermal and Mechanical Loading, ed. J. Bressers and L. Remy, Kluwer Academic Publ., "Fatigue'96", 1996, 435-444
- [Ch14] K. A. Chan, "The constitutive representation of high temperature creep damage", Int.

- J. Plasticity, 4, 1988, 355-370
- [Ch15] J-L. Chaboche, "The concept of effective stress applied to elasticity and viscoplasticity in the presence of anisotropic damage", ONERA Report, 1979
- [Ch16] K. S. Chan *ş.a.*, "Constitutive modelling for isotropic materials", Third Annual Report, NASA-CR, 1986
- [Ch17] P. Chellapandi *ş.a.*, "Application of the Cahaboche viscoplastiv theory for predicting the cyclic behavior of modified 9Cr-1Mo", Transactions of the 14-th Int. Conf. SMIRT 14, Lyon, France, 17-22 August, 1997, L02/4
- [Ci1] D. Cioclov, "Recipiente sub presiune", Ed. Academiei R.S.R, 1983
- [Ck1] E. P. Cernocky, E. Krempel, "Thermoviscoplasticity for mechanical and thermal loading", J. Mech. Applique, 5/3, 1981, 293-321
- [Cl1] K. S. Chan, U. S. Lindholm, S. R. Bodner, K. P. Walker, "High temperature inelastic deformation under uniaxial loading: theory and experiment, J. Eng. Mat & Tech, 111, 1989, 345-353
- [Cl2] K. S. Chan, U. S. Lindholm, A. Nagy, "High temperature inelastic deformation of the B 1900+Hf alloy under multiaxial loading: theory and experiment", J. Eng. Mat.& Tech, 112, 1990, 7-14
- [Cl3] K. S. Chan, U. S. Lindholm, "Inelastic deformation under nonisothermal loading, J. Eng. Mat.& Tech.,112, 1990, 15-25
- [Cn1] Y. Chen, J. Engr. Mat.& Tech.,106, 1984, 383-391
- [Co1] E. Contesti, G Cailletaud, "Description of creep-plasticity interaction with non-unified constitutive equations: application to an austenitic stainless steel", Nucl. Eng. Design, 116, 1989, 265-280
- [Co2] M. Corum, "Evaluation of inelastic methods", Trans. of the Fourth SMIRT Conf., San Francisco, vol IV, part I, Paper no. L4.1, 1977
- [Co4] L. F. Coffin *ş.a.*, ORNL Report 5073, 1973, 80-93
- [Co5] C. Coussement, "High temperature properties of improved 9%Cr steel weldments", Int. J. Press. Vess. & Pipings, 45, 1991, 163-168
- [Cp1] K. S. Chan, R. A. Page, "Inelastic deformation and dislocation structure of a nickel alloy: effect of deformation and thermal history", Metall. Trans. A, vol. 19 A, 1988, 2477-2484
- [Cr1] H- J. Christ, "Modelling of the cyclic stress- strain response by means of simple multi- components models", Fatigue'93, ed. J. P. Bailon, J. I. Dickson, Quebec, Canada, 1993, 114-120
- [Cr2] I. D. Charles *ş.a.*, "Ratcheting in pressurized pipes", Trans. of the 12-th Conf. on Structural Mecanics in Reactor Technology, ed. Kusmaul, Elsevier Science Publishers, Stuttgart, 1993, 197-202
- [Da1] Y. F. Dafalias, E. Popov, "A model of nonlinear hardening materials for complex loading", Acta Mech.,11, 1975, 173-192
- [Da2] Y. F. Dafalias, E. P. Popov, "Plastic internal variables, formalism of cyclic plasticity", J. Appl. Mech, 98, 1976, 645-660
- [Da3] Y. F. Dafalias, "Modelling cyclic plasticity: simplicity versus sophistication", Int. Conf. on Constitutive Laws for Engineering Materials, Tucson, Arizona, ed. Desai and Gallagher, 1983
- [Da4] B. J. L. Darlston *ş.a.*, "Some aspects of elevated temperature behavior of a 1%CrMoV steel" Int. Conf. Creep and Fatigue in Elevated temperature Applications, Philadelphia, 23-27 Sept.1973, Sheffield, 1-5 April 1974, CFETA'73, 232.1-232.9
- [De1] P. Delobelle, "Synthesis of the elastoviscoplastic behavior and modelisation of an austenitic stainless steel over a large temperature range, under uniaxial and biaxial

- loadings. Part I: behavior", *Int. J. Plasticity*, 9, 1993, 65-87
- [De2] P. Delobelle, "Synthesis of the elastoviscoplastic behavior and modelisation of an austenitic stainless steel over a large temperature range, under uniaxial and biaxial loadings. Part II: phenomenological modelisation", *Int. J. Plasticity*, 9, 1993, 87-117
- [De3] P. Delobelle, C. Oytana, "Experimental study of the flow rules of a 316 SS at high and low stresses", *Nucl. Eng. Design*, 83, 1984, 333-384
- [De4] P. Delobelle, "Sur le lois de comportement viscoplastique a variables internes, exemples de deux alliages industrielles: inoxydable austenitique 17-12-Mo-SPH et superalliage INCO 718", *Rev. Phys. Appl.*, 23, 1988, 1-61
- [De5] P. Delobelle, C. LExcellent, "Etude experimentale de l'effet de rochet de traction-torsion d'un acier inoxydable 17-12-Mo-SPH. Implication pour la formulation d'un modele unifie" *Proc. MECAMAT*, Becanson, France, 1988, 135-154
- [De6] P. Delobelle, C. Oytana, "Etude des lois de comportement a haute temperature en plasticite- fluage d'un acier inoxydable austenitique", *J. Nucl. Mat.*, 139, 1986, 204-216
- [De7] P. Delobelle, C. Oytana, "Application d'un modele unifie aux proprietes cycliques d'un acier inoxydable austenitique du type 17-12 SPH, SMIRT-9 Lausanne, Suisse, 1987, Div.12, 337-350
- [De8] P. Delobelle, C. Oytana, "Modelling of 316 SS mechanical properties using biaxial experiments", part.I: Experiments and basic of the model", *J. Press. Vess. Tech.*, 109, 1987, 449-451
- [De9] P. Delobelle, C. Oytana, "Modelling of 316 SS mechanical properties using biaxial experiments", part.II: "Model and simulation", *J. Press. Vess. Tech.*, 109, 1987, 451-460
- [De10] P. Delobelle, P. Robinet, "Etude experimentale et modelisation phenomenologique du rochet uni et bidirectionel a haute temperature d'un acier inoxydable austenitique", *La Recherche Aerospaciale*, 5, 1993
- [De11] G. Degallaix s.a., "A martensitic 10.6%Cr steel under mechanical and thermal fatigue", *Fatigue under Thermal and Mechanical Loading*, ed. J. Bressers and L. Remy, Kluwer Academic Publ., "Fatigue'96", 1996, 445-455
- [De12] G. Degallaix s.a., "A damage law for predicting the elevated temperature low cycle fatigue life for a martensitic stainless steel", *Mat. Sci. & Eng.*, 58, 1983, 55-62
- [De13] G. Degallaix, "Low cycle fatigue of a 12Cr martensitic stainless steel: the role of microstructure", *Fatigue under Thermal and Mechanical Loading*, ed. J. Bressers and L. Remy, Kluwer Academic Publ., "Fatigue'96", 1996, 95-100
- [Dr1] C. D. Drucker, L. Palgen, "On stress-strain relations suitable for cyclic and other loadings", *J. Appl. Mech.*, 48, 1981, 479-485
- [Dr2] M. Drapers s.a., "Manipulation of creep and creep-rupture data for power plant steels", *Instn. Mech. Eng. CFETA*, 1980, C220/8, 175-192
- [Du1] S. Dumitraşcu, L. Blaj, I. Glavardanov, "Elastoplastic behavior of materials subjected to cyclic loading: a computer studio", 26-th Int. Conf. of Prod. Eng., Budva, Jugoslavija, 1996, 35-38
- [Ei1] M. A. Eisenberg, A. Phillips, "A theory of plasticity with non- coincident yield surface and loading surface", *Acta Mech.* 11, 1971, p. 247-256
- [Ei2] M. A. Eisenberg, C- F. Yen, "The anisotropic deformation of yield surfaces", *J. Eng. Mat.& Tech.*, 106, 1984, 355-360
- [Ei3] M. A. Eisenberg, C- F. Yen, "A theory of multiaxial anisotropic viscoplasticity", *J. Appl. Mech.*, 48, 1981, 276-284
- [Ei1] E. G. Ellison, D. Walton, "Fatigue, creep and cyclic creep crack propagation in a 1CrMoV steel", *Int. Conf. Creep and Fatigue in Elevated temperature Applications*, Philadelphia, 23-27 Sept. 1973, Sheffield, 1-5 April 1974, CFETA'74, 173.1-173.14

- [Em1] G. T. Embley, E. S. Russel, "Thermomechanical fatigue of gas turbines bucket alloys", 1-st Parson Int. Turbine Conf., Colledge Dublin, Inst. Mech. Eng., London, 1984, 157-164
- [Ep1] M. A. Eisenberg, A. Phillips, "A theory of plasticity with noncoincident yield and loading surfaces", *Acta Mech.*, 11, 1971, 247-260
- [Es1] Y. Estrin, "The inelastic behavior of solids: models and utilization", ed G. Cailletaud et al, MECAMAT, Besancon, France, 1988, 537-546
- [Ev1] R. W. Evans *š.a.*, "Creep life predictions", *Int.J. Press. Vess.& Pipings*, 50, 1992, 147-165
- [Ev2] R. W. Evans *š.a.*, "Creep life prediction for 1/2Cr1/2MoV ferritic steels", *Proc. of 2-nd Int. Conf. on Creep and Fracture of Eng. Mat. & Struct.*, ed. B. Wilshire, D. R. J. Owen, Swansea, 1-6 April, 1984 CFEMS'1984, 1277-1290
- [Fj1] J. Fan, "On a thermodynamical constitutive theory and its application to CDM fatigue", *Fracture and Composites, Thermomechanical Coupling in Solids*, Elsevier Science Publ., IUTAM, 1987, 223-237
- [Fj2] J. Fan, X. Zeng, "Micro-macro combined study for constitutive laws incorporating damage evolution and applications", *Proc. of Int. Conf. on Constitutive Laws for Eng. Mat*, Beijing, 1989, 65-73
- [Fj3] J. Fan, J. Zhang, "An endochronic constitutive equation for damaged materials", *Science China (A)*, 1988, 246-256
- [Fj4] J. Fan, X. Peng, "A physically based constitutive description for nonproportional cyclic plasticity", *J. Eng. Mat. & Tech.*, 113, 1991, 254-262
- [Fr1] P. Franciosi, "The concept of latent hardening and strain hardening in metallic single crystals", *Int. J. Plasticity*, 47, 1991, 991-1005
- [Fr2] A. D. Freed, "Thermoviscoplastic model with application to copper", NASA Report, 2845, 1988
- [Ge1] R. Gersinska, "A microstructural investigation of fatigue tempered 12%Cr steel, X18CrMoVNb121, Fatigue under Thermal and Mechanical Loading, ed. J. Bressers and L. Remy, Kluwer Academic Publ., "Fatigue'96", 1996, 227-232
- [Gi1] A. Gilat, "Modelling plastic deformation of mild steel under nonproportional deformation path", *J. Eng. Mat. & Tech.*, 108, 1986, 258-261
- [Gi2] A. Gilat, "A viscoplastic theory with anisotropic hardening and its application to pressure-shear plate impact experiments", *J. Appl. Mech.*, 52/3, 1985, 629-633
- [Go1] A. M. Goodman, "Development of constitutive equations for computer analysis of SS components", 4-th Int. Sem. on Inelastic Analysis and Life Prediction in High Temperature Environments, Chicago, 1983, 113-125
- [Go2] K. M. Golos, "Thermomechanical fatigue life prediction methods in terms of energy", *Fatigue under Thermal and Mechanical Loading*, ed. J. Bressers and L. Remy, Kluwer Academic Publ., "Fatigue'96", 1996, 467-473
- [Gp1] P. Geyer, "Modelling of ratcheting in biaxial loading of the SS 316 SPH between 20 and 600 C, Proceedings of the 6-th Int. Fatigue Congress, Berlin, ed. G. Ljuterling & H. Nowak, Pergamon Press, 1996, 593- 596
- [Gp2] P. Geyer, "on the use of radial evanescence remain term in kinematic hardening", *Trans. of the 13-th SMIRT Conf*, 1995
- [Gr1] N. Grujic "Kontrola kvaliteta metala visokotemperaturski opterecenih delova cotlovskih postrojenja paravoda i njihovih zavarenih spojeva pri izgradnji termoelectreana u cilju obezbedenja kvaliteta, I faza, Seminar Controla i pracenje stana metala i radnog veka termoblocova EPS, vol I, Beograd, 1995, 5-47
- [Gr2] J. Granacher. A. Scholz, "Creep-fatigue behavior under service-type strain cycling",

- Fatigue under Thermal and Mechanical loading, Kluwer Publishers, Netherlands, 1996, 209-214
- [Gr3] J. Granacher, A. Scholz, "Creep-fatigue behavior of heat resistant steels under variable service-type long term conditions", Third Int. Conf. on Low- Cycle Fatigue and Elastoplastic Behavior of Materials, Elsevier Appl. Science, London, New York, 1992, 235-241
- [Ha1] E. W. Hart, J. Eng. Mat. & Tech., 98, 1976, 193-202
- [Ha2] K. Hashiguchi, "Constitutive equations of elasto-plastic materials with anisotropic hardening and elastic-plastic transition", J. Appl. Mech, 48, 1981, 297-301
- [Ha3] T. Hasegawa *ş.a.*, "Deformation behavior and dislocation structures upon stress reversals in polycrystalline Al", Mat. Sci. & Eng., 20, 1975, 267-276
- [Ha4] E. W. Hart, "Theory of dispersion hardening in metals", Acta Mech, 20, 1972, 2275-282
- [Ha5] T. Hassan *ş.a.*, Ratchetting in cyclic plasticity, Part I: uniaxial behavior", Int. J. Plasticity, 8, 1992, 91-116
- [Ha6] T. Hassan *ş.a.*, Ratchetting in cyclic plasticity, Part II: multiaxial behavior", Int. J. Plasticity, 8, 1992, 117-146
- [Ha7] G. R. Halford *ş.a.*, "Temperature effect on the strain range partitioning approach for creep-fatigue analysis", ASTM-STP, 500, 1973, 658-669
- [Ha8] D. R. Hayhurst, "Creep rupture under multiaxial states of stress", J. Mech. Phys. Solids, 20, 1972, 381-390
- [Ha9] G. Hartmann, "Comparison of the uniaxial behavior of the inelastic constitutive models of Walker and Miller by numerical experiment", Int. J. Plasticity, 6, 1990, 189-206
- [He1] G. A. Hensall, A. J. Miller, T. G. Tanaka, "Low cycle fatigue and elastoplastic behavior of materials", ed. K. T. Rie, Elsevier Applied Science, 1985, 471-482
- [He2] D. E. Helling *ş.a.*, "An experimental investigation of the yield loci of 1100-0 Al, 70:30 brass and average 2024 Al alloy after various prestrains", J. Eng. Mat. & Tech., 108, 1986, 313-325
- [Hi1] R. Hill, "The mathematical theory of plasticity, 1-st edition, Oxford University Press, 1950
- [Hi2] A. Hilger, "Introduces to the mechanics and physics of solid", ed. E. W. Billington, Bristol and Boston, 1986
- [Hk1] P. Haupt, M. Korzen, "The inelastic behavior of solids: models and utilization, ed. G. Cailletaud et al, MECAMAT, Besancon, France, 1988, 41-52
- [Ho1] P. G. Hodge, "The theory of piecewise linear isotropic plasticity", IUTAM Colloquium, Madrid, 1955
- [Ho2] T. Hollstein *ş.a.*, "Creep crack growth in a 15CrMoV steel and 32%Ni-20%Cr alloy", Materials at High Temperatures, 10/2, 1992, 92-96
- [Hn1] G. A. Henshall *ş.a.*, "Modelling cyclic deformation with the MATMOD- BSSOL, Unified constitutive equations" 2-nd Int. Conf. on Low- Cycle Fatigue and Elastoplastic Behavior of Materials, Munich, 1987
- [Hu1] B. Hunsaker, D. K. Vaughan, A comparison of four hardening rules to predict a material's plastic behavior", J. Press. Vess. Tech., febr. 1976, 66-74
- [Hu2] H. Hubel, "Ratchetting phenomena", Trans. of the 12-th Conf. on Structural Mechanics in Reactor Technology, ed. Kusmaul, Elsevier Science Publishers, Stuttgart, 1993, L08/1, 183-196
- [Ih1] A. Ishlinski, "General theory of plasticity with linear strain hardening, Ukr. Mat. zh., 6, 314, 1954

- [In1] T. Inoue *ş.a.*, "Inelastic behavior of 2 1/4 Cr-1Mo steel under plasticity- creep interaction condition- Results of joint work" L2/1
- [Is0] H. Ishikawa, H. Lippman, "Computer simulation for stress-strain relation of cyclic loading", Eng. Comp, 2, 1985, 330-334
- [Is1] H. Ishikawa, K. Sasaki, "Yield surfaces of SUS 304 under cyclic loading, J. Eng. Mat.& Tech.,110, 1988, 364-371
- [Is2] H. Ishikawa, K. Sasaki, "Stress-strain relations of SUS 304 SS after cyclic preloading", J. Eng. Mat.& Tech., 111, 1989, 417-423
- [Is3] H. Ishikawa, K. Sasaki, "Numerical analysis of a strip with a hole subjected to cyclic loading", J. Eng. Mat.& Tech, 112, 1990, 471-476
- [Is4] K. Sasaki, H. Ishikawa, "Application of hybrid constitutive model to sinusoidal loading", Mech. Behavior of Materials-IV, ed. J. Carlsson & G. N. Ohlson, High temperature, TS2c5, London, 1991, 769-765
- [Is5] H. Ishikawa, K. Sasaki, "Application of the hybrid constitutive model for cyclic plasticity to sinusoidal loading", J. Eng. Mat.& Tech, 114, 1992, 172-179
- [Is6] H. Ishikawa, K. Sasaki, "Creep, stress relaxation and biaxial ratcheting of type 304 SS after cyclic preloading", J. Eng. Mat. & Tech., 116, 1994, 133-141
- [Iw1] W. D. Iwan, "On a class of models for the yielding behavior of continuous and composite systems", J. Appl. Mech.,34, 1967, p. 612
- [Ji1] W. Jiang, F. Leckie, "A direct method for shakedown analysis of structures under sustained and cyclic loads", J. Appl. Mech.,59, 1992, 251-260
- [Ja1] G. H. James, P. K. Imbrie, P. S. Hill, "An experimental comparison of several current viscoplastic constitutive models at elevated temperature", J. Eng. Mat & Tech, 109, 1987, 130-139
- [Ju1] J.W. Justinson, A. Phillips, "Stability and convexity in plasticity", Acta Mech. 2, 1966, p. 251
- [Ka1] K. Kanazawa *ş.a.*, "The temperature dependence of low cycle fatigue behavioe of martensitic stainless steel", Mat. Sci.& Eng.,40, 1979, 89-96
- [Kj1] J. Kaleta, G. Zietek, "Identification of the  $\sigma$ -  $\epsilon$  h histerezis for metals with nonmashing behavior", Fatigue'93, ed. J. P. Bailon, J. I. Dickson, Quebec, Canada, 1993, 121-126
- [Kl1] R. L. Kluch, R. E. Oakes, "Strain rate behavior on the elevated temperature tensile behavior of a bainitic 2 1/4 Cr 1-Mo steel", J. Eng. Mat.& Tech., oct, 1977, 350-357
- [Kl2] K. H. Kloos, "Long term behavior of heat resistant steels under variable creep-rupture conditions under strain controled service type fatigue"
- [Ko1] W. T. Koiter, "Progress in solids mechanics, North Holland, Amsterdam, vol.I, 1960, 165
- [Ko2] W. T. Koiter, "Berechnung der elastischen konstanten des vielkristalls aus den konstanten des einkristall, Z. Phys.,151, 1960, 504-511
- [Ko3] A. Kostner *ş.a.*, "Aanlysis of thermal fatigue tests for supealloy components", Fatigue under Thermal and Mechanical Loading, ed. J. Bressers and L. Remy, Kluwer Academic Publ., "Fatigue'96", 1996, 25-35
- [Kr1] R.D. Krieg, J. C. Sweeney, R. W. Rhode, "A physically based internal variable model for rate- dependent plasticity", Proc. ASME/CSME PVP Conf.1990, 15-28
- [Kr2] E. Krempl, "On the interaction of rate and history dependence in structural metals", Acta Mech., 22, 1975, 53-68
- [Kr3] R. D. Krieg, "A practical two- surface plasticity theory", J. Appl. Mech.,47, 1975, 641-646
- [Kr4] D. R. Krieg, "Numerical integration of some new creep-plasticity formulation" Proc.

- of 4-th 4, San Francisco, 1977, 114-124
- [Kr5] E. Krempl, S. H. Choi, "Viscoplasticity theory based on overstress: the modelling of ratcheting and cyclic hardening of AISI type 304 SS, Nucl. Eng. & Des., 113, 1992, 401-410
- [Kr6] E. Krempl, M. B. Wundt, "Hold time effect in high temperature low cycle fatigue", ASTM-STP, 489, 1971, 1-29
- [Ky1] Koichi Yagi ş.a., "Life predictions under creep fatigue conditions for 1CrMoV steel", FTME'95, 234-239
- [La1] H. S. Lamba, O. M. Sidebottom, "Cyclic plasticity for nonproportional path. Part I: cyclic hardening, erasure of memory and subsequent hardening experiments" J. Eng. Mat. & Tech, 100, 1978, 96-103
- [La2] H. S. Lamba, O. M. Sidebottom, "Cyclic plasticity for nonproportional path. Part II: comparison with predictions of three incremental plasticity models", J. Eng. Mat. & Tech, 100, 1978, 104-111
- [Lb1] J. D. Luban, "Bauschinger effect in creep and tensile tests on copper, J. Metals, 1955
- [Lc1] J. Lemaitre, J-L Chaboche, "A nonlinear model of creep -fatigue damage cumulation", Mec. of viscoplastic media and bodies, Ed. Hult, Springer, 1975
- [Ld1] S. R. Lee, J. L. Ding, "Viscoelastic constitutive modelling with one scalar state variable", Int. J. Plast., 5, 1989, 616-637
- [Le1] D. Lee, "General electric research and development laboratory Schenectady, New York, 1976
- [Le2] D. Lee, F. Zaverl, "A description of history dependency plastic flow behavior of anisotropic metals", J. Eng. Mat. & Tech., 101, 1979, 59-67
- [Le3] M. C. Lecoque, C. Leymonie, "Influence on thermal and mechanical cycling on the stress relaxation of a Cr-Mo-V steel"...
- [Le4] F. A. Leckie, D. Hayhurst, "Constitutive equations for creep and rupture", Acta Metall., 25, 1977, 1059-1070
- [Le5] L. Lemaitre, "A continuous damage mechanics model for ductile fracture", J. Eng. Mat. & Tech., 107, 1985, 83-89
- [Le6] F. A. Leckie, E. T. Onat, "Tensorial nature of damage measuring internal variables", Proc. IUTAM Symp. on Physical Nonlinearities in Structural Analysis, Springer, Berlin, 1981, 140-155
- [Li1] U. S. Lindholm, K. S. Chan ş.a., "Constitutive modelling for isotropic materials", NASA CR-174980, March, 1985
- [Lu1] J. D. Luban, "Bauschinger effect in creep and tensile tests on copper", J. Metals, sept 1955, 1031-1046
- [Lz1] D. Lee, J. Zaverl, "Constitutive relation for nuclear reactor core materials", J. Nucl. Tech, 100, 1978, 98-111
- [Ma1] D. Marquis, "Sur un modele de plasticite rendant compte du comportement cyclic", 3-me Congres Francais de Mecanique, Nancy, 1979
- [Ma2] D. Marquis, "Etude theoretique et verification experimentale d'un modele de plasticite cyclique", These, Paris IV, 1979
- [Ma3] L. E. Malvern, "Experimental and theoretical approaches to characterization material behavior at high rates of deformation", Properties of High Rates of Strain, ed. J. Harding, 1984, 1-20
- [Ma4] S. S. Manson, "Thermal stress and low cycle fatigue", McGraw Hill, New York, 1966
- [Ma5] P. Marshall ş.a., "Conf. on thick stress and thick fatigue", Berkeley, UK Butterfields Press, 1969



- [Md1] D. L. McDowell, "A two surface model for transient nonproportional cyclic plasticity: Part I: Development of appropriate equations", *J. Appl. Mech.* 52, 298-302
- [Md2] D. L. McDowell, "A two surface model for transient nonproportional cyclic plasticity: Part II: Comparison of theory with experiment", *J. Appl. Mech.* 52, 303-310
- [Md3] D. L. McDowell, J.C. Moosbrugger, "The inelastic behavior of solids: models and utilization, ed. G. Caillaud et al. MECAMAT, Besancon, France, 1988, 547-574
- [Md4] D. L. McDowell, "An evaluation of recent development in hardening and flow rules for rate-independent, nonproportional cyclic plasticity", *J. Appl. Mech.*, 54, 1987, 323-334
- [Md5] D. L. McDowell, "A bounding surface theory for cyclic thermoplasticity", *J. Eng. Mat. & Tech.*, 114, 1992, 297-303
- [Me1] A. M. Merzer, "Steady and transient creep behavior based on unified constitutive equations", *J. Eng. Mat. & Tech.*, 104, 1982, 18-25
- [Me2] A. Merzer, S. R. Bodner, "Analytical formulation of a rate and temperature dependent stress-strain relation" *J. Eng. Mat. & Tech.*, 101, 1979, 254-259
- [Me3] A. Merzer, S. R. Bodner, "Analytical representation of high rate of straining behavior", *Inst. Phys. Conf. Ser. No 47, Chap.1*, 142-151
- [Me4] S. A. Meguid, L. E. Malvern, "An experimental investigation into the plastic flow and strain hardening of mild steel under proportional and abruptly changing deformation paths at controlled rate", *J. Eng. Mat. & Tech.*, 105, 1983, 147-154
- [Me5] S. A. Meguid s.a., "Theoretical and experimental results of the plastic and strain hardening behavior of En8 at a controlled rate", *Int. J. Mech. Sci.*, 26, 11/12, 1984, 607-616
- [Me6] S. A. Meguid s.a., "Comparison between theoretical and experimental results of the plastic behavior and strain hardening characteristics of medium carbon steel at controlled rate", *Mechanical Properties of High Rates of Strain*, ed. J. Harding, 1984, 127-134
- [Mi0] A. K. Miller, "A unified phenomenological model for the monotonic, cyclic and creep deformations of strongly work hardening materials", Ph. D. Thesis, Stanford University, Palo Alto, California, 1975
- [Mi1] A. K. Miller, *J. Eng. Mat. & Tech.*, 96, 1976, 97-110
- [Mi2] A. K. Miller, "Prediction of localized plastic flow condition in irradiated zircalloy using a unified phenomenological model", *Proc. of 4-th Int. Conf. on Structural Mechanics in Reactor Technology, SMIRT 4*, San Francisco, 1977, paper C3/8
- [Mi3] A. K. Miller, "Modelling of cyclic plasticity with unified constitutive equations: improvement in simulating normal and anomalous Bauschinger effects", *J. Eng. Mat. & Tech.*, 102, 1980, 215-222
- [Mi4] A. K. Miller "An inelastic constitutive model for monotonic, cyclic and creep deformation. Part I: equation development and analytical procedures", *J. Eng. Mat. & Tech.*, 98, 1976, 97-101
- [Mi5] A. K. Miller "An inelastic constitutive model for monotonic, cyclic and creep deformation. Part II: application to 304 stainless steel", *J. Eng. Mat. & Tech.*, 98, 1976, 101-104
- [Mi6] C. Migne s.a. "Calibration of the parameters of the nonlinear kinematic elastoplastic model from mechanical tests", L03/1, *Trans. of the 12-th Conf. on Structural Mechanics in Reactor Technology*, ed. Kusmaul, Elsevier Science Publishers, Stuttgart, 1993,
- [Mj1] P. Meijers, "Description of a multiaxial creep behavior using the overlay model. A short presentation", *IUTAM Symp. on Creep in Structures*, Leicester, Springer Verlag
- [Mk1] N. N. Malinin, G. M. Khadinsky, "Theory of creep with anisotropic hardening",

- Int.J. Mech. Sci.,14, 1972, 235
- [Mm1] **N. J. Marchand, J. S. Moosbrugger**, " Nonlinear structural modelling for life predictions: physical mechanism and continuum theories", Int. J. Press. Vess & Pipings, 47, 1991, 79-112
- [Mn1] **V. Moreno, E. H. Jordan**, "Prediction of material thermomechanical response with a viscoplastic constitutive model, 26 Conf.on Structures, Structural Dynamics and Materials, Orlando, Florida, 1985, report 51, Technion, Haifa, Israel, 1976
- [Mo1] **J. C. Moosbrugger, D. L. McDowell**, "On a class of kinematic hardening rules for nonproportional plasticity", J. Eng. Mat. Tech.,111, 1989, 87-98
- [Mo2] **D. N. Moreton ş.a.**, "The yield surface behavior of pressure vessels steel", J. Strain Analysis, 16, 1981, 127-135
- [Mo3] **J. D. Morrow**, "Constitutive equations for cyclic loading of rate dependent materials", Material mechanics laboratory
- [Mo4] **J. C. Moosbrugger**, "Some developments in the characterisation of material hardening and rate sensitivity for cyclic viscoplastic models", Int. J. Plasticity, 7, 1991, 405-431
- [Mo5] **V. Moreno, E. Jordan**, Int. Journal of Plasticity, 2, 1986, 223-245
- [Mo6] **T. Mori ş.a.**, "Fatigue life and short crack propagation of turbine rotor steels under variable strain loading", Low Cycle Fatigue, ASTM-STP-942, 1988, 972-983
- [Mo7] **J. C. Moosbrugger**, "Nonisothermal constitutive model for the small strain behavior of 9Cr1MoVNb pressure vessel steel", Trans. ASME, vol114,1992, 354-361
- [Mp1] **G. Mayer, U. Perego, H. Hubel**, "Bounds and estimates on inelastic deformation" Commission of the European Communities, 1993
- [Mr0] **Z. Mroz**, "On the description of anisotropic hardening", J. Mech. Phys. Solids, 15, 1967, p. 163
- [Mr1] **Z. Mroz, H. P. Shrivastava, R. N. Dubey**, "A nonlinear hardening model and its application to cyclic loading" Acta Mech.,25, 1976, 51-61
- [Mr2] **Z. Mroz**, "An attempt to describe the behavior of metal under cyclic loads using a more general hardening model", Acta Mech.,7, 1969, 199-212
- [Mr3] **Z. Mroz**, "Hardening and degradation rules for metals under monotonic and cyclic loading, J. Eng. Mat.& Tech.,105, 1983, 113-118
- [Mr4] **Z. Mroz, W. Trampczinski**, "On the creep hardening rule for metal with a memory of maximal prestress", Int. J. Solids & Struct.,20, 1984, 464-480
- [Mr5] **Z. Mroz**, "On generalized Kinematic hardening rule with memory of maximal prestress", J. Mech. Appl.,vol 5, no.3, 1981, 241-260
- [Mr6] **Z. Mroz, W. Trampczinski, D. R. Hayhurst**, "Anisotropic creep hardening rule for metals and its application to cyclic loading", Int. J. Plst.,4, 1988, 279-299
- [Mr7] **Z. Mroz ş.a.**, "Anisotropic creep hardening rule for metals and its application to cyclic loading", Int. J. Plasticity, 4, 1988, 279-299
- [Mt1] **A. Morteza, M. Tokamani, O. Y. H. Elsafi**, "A unified approach to the solution of plane elastoplastic problems: criteria of yielding", Comp.& Struct.,33, 5, 1989, 1164-1181
- [Mt2] **J. M. Mitchell**, "Experience with conventional high temperature steam power plant", Int. Conference on Eng. Aspects of creep", Sheffield, 1980, 259-267
- [Mu1] **H. Mughrabi**, "Dislocation wall and cell structure and long range internal stresses in deformed metal crystals", Acta Metal.,31, 1983, 1367-1374
- [Mu2] **S. Murakami ş.a.**, "Effects of amplitude history and temperature history on cyclic behavior on multiaxial cyclic behavior of type 316 SS", J. Eng. Mat.& Tech.,111, 1983, 278- 285
- [Mu3] **H. Mughrabi**, "Cyclic deformation and fatigue: some current problems", Proc. of

- ICSMA 7, Pergamon Press, Oxford, 1986, 1917-1942
- [Mu4] **S. Mukherjee**, "Thermoviscoplastic response of cylindrical structures using a state variable theory", ICM 3, Cambridge, England, vol II, 1979, 233-242
- [Mu5] **M. C. Murphi, G. D. Branch**, "The microstructure, creep and creep rupture properties of CrMoV steam turbine casing castings", J. Iron and Steel Inst, oct. 1969, 1347-1361
- [Mu6] **M. C. Murphi, G. D. Branch**, "Properties and microstructure of 12%CrMoVNb creep resisting steel", J. Iron and Steel Inst, march, 1968, 266-274
- [Ne1] **M. Neumann, S. R. Bodner**, "Finite element analysis for time- dependent inelastic materials" Comp.& Struct.,6, 1976, 157-162
- [Ni1] **Y. Nitsu, K. Ikegami**, "Effect of temperature variation of cyclic elastic- plastic failure modelling of structures with applications", P.V.P, 141, 1988, 49-54
- [Ni2] **H. Nickel ş.a.**, "Aspects of design codes for metallic high temperature components", Int. J. Press. Vess.& Pipings, 47, 1991, 167-192
- [No1] **D. Nouailhas**, "A viscoplastic modelling applied to stainless steel behavior", 2-nd Conf.on Constitutive Laws for Engineering Materials: Theory and Applications, Tucson, Arizona, 1987, 1921-1930
- [No2] **D. Nouailhas**, "Unified modelling of cyclic viscoplasticity: application to austenitic stainless steels", Int. J. Plasticity, 5, 1989, 501-518
- [Oh1] **Y. Ohashi, E. Tanaka, M. Ooka**, "Plastic deformation behavior of 316 SS subjected to out of phase strain cycles", J. Eng. Mat.& Tech., 107, 1985, 286-292
- [Oh3] **N. Ohno, Y. Kachi**, "Description of a stress and strain controlled cyclic plasticity using the cyclic nonhardening region model", SMIRT 8, Paper L.2/2, Bruselles, 1985
- [Oh4] **N. Ohno, Y. Kachi**, "A constitutive model for cyclic plasticity for nonhardening materials", J. Appl. Mech., 53, 1986, 395-403
- [Oh5] **N. Ohno, J. D. Wang**, "Transformation of a nonlinear kinematic hardening rule to a multisurface form under isothermal and nonisothermal conditions", Int. J. Plast.,7, 1991, 879-891
- [Oh6] **N. Ohno**, "A constitutive model for cyclic plasticity with a nonhardening region", J. Appl. Mech.,49, 1982, 721-727
- [Oh7] **Y. Ohashi, M. Tokuda**, "Precise measurement of plastic behavior of mild steel tubular specimens subjected to combined torsion and axial force", J. Mech.& Phys. Solids, 21, 1973, 341-261
- [Oh8] **N. Ohno, J. Wang**, "Nonisothermal constitutive modelling on inelasticity based on bounding surface", Nucl. Eng. Des.,133, 1992, 369-381
- [Oh9] **N. Ohno ş.a.**, "Constitutive modelling of anisothermal cyclic plasticity of 304 SS, J. Eng. Mat.& Tech, 111, 1989, 106-114
- [Ol1] **S. Oldberg, A. K. Miller, G. E. Lucas**, "Advances in understanding and predicting inelastic deformation in zircalloy", 4-th Conf. on Zirconiu in the Nuclear Industry, ASTM-STP 681, 1979, 343-348
- [On1] **E. T. Onat**, "Representation of inelastic behavior in the presence of anisotropy and of finite deformations", Recent Advances in Creep and Fracture of Engineering Materials and Structures, ed.B. Wilshire & D. R. J. Owen, Pineridge Press, Swansea, 1982, 231-264
- [Oy1] **C. Oytana, P. Delobelle, A. Mermet**, "Constitutive equations study in biaxial stress experiment", J. Eng. Mat.& Tech., 104, 1982, 1-11
- [Ow1] **N. Ohno, J-D Wang**, "Kinematic hardening rules with critical state of dynamic recovery, Part I: "Formulation and basic features for ratchetting behavior", Int J. Plasticity, vol.9, 1993, 375-390

- [Ow2] N. Ohno, J-D Wang, "Kinematic hardening rules with critical state of dynamic recovery, Part II: Application to experiments of ratcheting behavior", *Int J. Plasticity*, vol.9, 1993, 391-493
- [Pa1] A. Pavel, "Elemente de inginerie mecanica (pentru petrochimie), E. D. P. București, 1981
- [Pe1] T. Petersmeyer, D. Eifler, "Cyclic deformation and microstructure of a 12%Cr steel, Fatigue under Thermal and Mechanical Loading, ed. J. Bressers and L. Remy, Kluwer Academic Publ., "Fatigue'96", 1996, 226-232
- [Ph0] A. Phillips, R. L. Sierakowski, "On the concept of the yield surface, *Acta Mech.* 2, 1966, p. 261
- [Ph1] A. Phillips, C. W. Lee, "Yield surfaces and loading surfaces. Experiment and recommendations", *Int. J. Solids & Structures* 15, 1979, 715-729
- [Ph2] A. Phillips, "A review of quasi-static experimental plasticity and viscoplasticity", *Int. J. Plasticity*, 2, 1986, 315- 328
- [Ph3] A. Phillips ș.a., "An experimental investigation of yield surfaces at elevated temperature", *Acta Mech.*, 14, 1972, 119-146
- [Ph4] A. Phillips ș.a., "On the concept of yield surface", *Acta Mech.*, 1, 1965, 29-35
- [Ph5] A. Phillips, "Yield surfaces of pure Al at elevated temperature", *IUTAM Symp. in Thermo-inelasticity*, ed. B. Boley, Springer Verlag, 1970, 241-258
- [Ph6] A. Phillips, "Experimental plasticity. Some thoughts on its present status and possible future trends", *Proc. Int. Symp. Found of Plasticity*, ed. Sawczuk, Noordhoff, Leyden, vol.II, 1974, 193-234
- [Ph7] A. Phillips, H. Moon, "An experimental investigation of yield surfaces and loading surfaces, *Acta Mech.*, 27, 1997, 91-102
- [Ph8] A. Phillips, W. Y. Lu, "An experimental investigation of yield surfaces and loading surfaces of pure Al with stress controlled and strain controlled path of loading", *J. Eng. Mat. & Tech.*, 106, 1984, 349-354
- [Ph9] A. Phillips, W. A. Kanazawa, "The effect of thermal loading on the yield surfaces of Al, experimental investigation", *Acta Mech.*, 50, 1984, 249-270
- [Ph10] A. Phillips, "The foundations of plasticity. Experiments, Theory and Selected Applications", *Plasticity in Structural Engineering*, ed. Massonnet, Olszak and Phillips, Springer Verlag, Vienna, 1980, 191-203
- [Ph11] A. Phillips, "Experimental foundations of thermoplasticity and viscoplasticity", *Mechanics of Engineering Materials*, ed. C. S. Desay, R. H. Gallagher, Wiley, New York, 1984, 465-478
- [Ph12] A. Phillips, "On the experimental foundation of thermoplasticity and viscoplasticity", *Proc. of the Symp. Plasticity Today*, Udine, 1984, 465-480
- [Ph13] A. Phillips, K. D. Prnab, "Yield surfaces and loading surfaces of aluminium and brass, an experimental investigation at room and elevated temperature, *Int. J. Plasticity*, I, 1985, 89-105
- [Pi1] G. Pitz ș.a., "Material behavior and development of microstructure during thermal-mechanical fatigue of a 12% chromium steel", *Fatigue under Thermal and Mechanical Loading*, ed. J. Bressers and L. Remy, Kluwer Academic Publ., "Fatigue'96", 1996, 349-360
- [Pi2] P. Pilvin, *These 3-eme cycle*, Universite Paris 6, 1983
- [Pk1] A. R. S. Ponter ș.a., "The computations of shakedown limits for structural components subjected to variable thermal loading" *Brussels Diagrams*, Commission of the European Communities, 1990
- [Pl1] L. Phillips ș.a., "Interaction between ratcheting and creep", *Trans. of the 12-th Conf.*

- on Structural Mechanics in Reactor Technology, ed. Kusmaul, Elsevier Science Publishers, Stuttgart, 1993, L08/5, 209-214
- [Pl2] A. Plumtree, J. Lemaitre, "Damage mechanics applied to high temperature fatigue" Mech. Behavior of Materials- IV, ed. J. Carlsson & G. N. Ohlson, High temperature, London, 1980, 323-329
- [Po1] N. Posea ș.a., Statica și dinamica sistemelor de conducte. Verificari de rezistența, fluaj, durabilitate, ed. Acad. Române, București, 1996
- [Po2] S. D. Ponomariov ș.a., "Calculul de rezistența în construcții de mașini", volII, Ed. Tehnica, București, 1963
- [Po3] A. R. S. Ponter ș.a., "The computation of shakedown limits for structural components subjected to variable thermal loading - Brussels diagrams", Contract RAP-054-UK, Commission of the European Community, WGCS\_AG2, EUR 12686 EN, 1990
- [Pr1] W. Prager, "A new method for analysing stresses and strains in work-hardening plastic solids", J. Appl. Mech., 78, 1956, p. 493
- [Pr2] C 29-82 Prescripții tehnice pentru verificarea deformațiilor și efectuarea verificărilor structurale ale conductelor și cazanelor care funcționează la temperaturi ridicate, Ed. Tehnica, București, 1983, 55-56
- [Pr3] R. H. Priest, "Estimation of cyclic creep damage by strain and strain rate considerations", CEMS, I. Mech. E, 1980, C203, 185-192
- [Ps1] A. Plumtree, G. Shan, "Constitutive laws of plastic deformation and fracture, Eds. Krausz et al, Kluwer, 1990, 77-85
- [Pu1] C. E. Pugh, "Progress in developing constitutive equations for inelastic design analysis", J. Press. Vess. & Tech., 105, 1983, 273-276
- [Pu2] C. E. Pugh, "On establishing constitutive equations for use in design of high temperature fast reactor structures, J. Nucl. Eng. & Des., 51, 1978, 23-27
- [Pu3] C. E. Pugh, D. N. Robinson, "Some trends in constitutive equation model development for high temperature behavior of fast reactor structural alloys", J. Nucl. Eng. & Des., 48, 1978, 269-276
- [Pu4] C. E. Pugh, D. N. Robinson, "Constitutive equations for meeting elevated temperature design needs", Press. Vess. & Pip.- Design, Analysis, Decade of Progress, Section 3.3, ASME, New York, 1982
- [Pu5] C. E. Pugh, C. M. Purdy, "Material properties requirements for LMFBR structural design. General consideration and data needs", Properties of primary circuit structural material including environmental effects, IAEA Report, IWGFR-22, dec. 1977, 227-240
- [Pu6] C. E. Pugh, "Constitutive equations for creep analysis of LMFBR components", Advance in design for elevated temperature environment, vol 41, 1977, 375-386
- [Re1] D. W. Rees, "An experimental appraisal of the equi-strain multisurface hardening model", Acta Mech, 70, 1987, 193-219
- [Ro1] G. Rousselier, "Etude comparative de comportement pour la simulation d'essais en traction- pression sur tubes des aciers inoxydables" Document EDF, Annexe du Rapport 8 du GIS "Rupture a Chaud", 1985
- [Ro2] D. N. Robinson, P. A. Bartolla, "Viscoplastic constitutive relationship with dependence on thermomechanical history", NASA, 174836, 1985, 1-39
- [Ro3] A. Rosselet, H. J. Robinson, "Influence of compressive strain cycles on the creep life of a 12%CrMoV steel", Metals at high temperature, 1990, 695-704
- [Rs1] G. Rousselier ș.a., "Etudes comparatives de modeles de comportement pour la simulation d'essais en traction- compression sur tubes en aciers inoxydables", Document EDF- DER, 1985
- [Ru1] Rui Wu, R. Sandström, "Creep strain behavior in a 12%CrMoV steel", Materials at High Temperature, 12/4, 1994, 277-284

- [Sc1] C. G. Schmidt, A. K. Miller, Res. Mechanica, 3, 1981, 109-129
- [Se1] H. Sheitoglu, D. Slavik, "Low cycle fatigue and elastoplastic behavior of materials", ed. K. D. Rie, Elsevier Appl. Sci., 1987, 177-183
- [Si1] D. Sidey, L. F. Coffin-jr, "Low cycle fatigue damage mechanics at high temperature, ASTM-STP, 675, 1979, 528-565
- [Sl1] D. Slavik, H. Sheitoglu, "Constitutive models suitable for thermal loading", J. Eng. Mat. & Tech., 108, 1986, 303-312
- [Sm1] B. J. Smith, A. R. Marder, "Corrosion-fatigue cracking in Cr-Mo low alloyed boiler tube steels, Part I: Initiation and propagation", J. Eng. Mat. & Tech., 114, 1992, 265-277
- [Ss1] S. Sedmak, N. Grujic, "Kriterium za utvrdivanje mogucnosti i opravdnosti produzenja raznog veka termoblocova ZEP-A, Seminar Controla i pracenje stanja metala i radnog veka termoblocova EPS, vol I, Beograd, 1995, 5-47
- [St1] D. C. Stouffer, S. R. Bodner, "A relationship between theory and experiment for a state variable constitutive equation, Special Technical Publication-765, 1982, 239-250
- [St2] D. C. Stouffer, S. R. Bodner, "A constitutive model for the deformation induced anisotropic plastic flow of metals, Int. J. Eng. Sci., 17, 1979, 757-764
- [St3] R. E. Stoltz, R. M. Peloux, "The Bauschinger effect in precipitation strengthening Al alloys", Met. Trans. A, 7, 1976, 1295-1306
- [Sw1] R. W. Swindeman, "Cyclic stress- time response of a 9Cr1MoVNb pressure vessel steel at high temperature, Low cycle fatigue ASTM-STP-942, 107-122
- [Sw2] R. W. Swindeman, "Research on chrome- moly steels", MPC-21, American Society of Mechanical Engineers, 1982, 65-84
- [Ta1] E. Tanaka, S. Murakami, M. Ooka, "Effect of plastic strain amplitude on nonproportional cyclic plasticity", Acta Mech., 57, 1985, 167-182
- [Ta2] S. Taira, "Low -cycle fatigue. Relationship between low- cycle fatigue and thermal fatigue at elevated temperature", ASTM-STP, 520, 1973, 80-101
- [Ta3] S. Taira, "Lifetime structures subjected to varying load and temperature", Creep in structures, Academic Press, New York, 1962, 96-124
- [Ta4] S. Taira s.a, "Collaborative study on thermal fatigue properties of high temperature alloys in Japan", Fatigue of Eng. Mat. & Struct., I, 1979, 495-508
- [Ta5] S. Taira, ASTM, Special Technical Publication 520, 1973, 80-96
- [Ta6] E. Tanaka s.a, "Inelastic behavior of modified 9Cr-1Mo steel and its unified constitutive model", Mech. Behavior of Materials IV, TS2c7, 781- 785
- [To1] P. Blanchard, J. Tortel, "Evaluation of high temperature mechanical properties and constitutive equations for austenitic steels", 5-th Int. Sem. on Inelastic Analysis and Life Predictions in High Temperature Environments, Paris, 1995
- [To2] Tokihiko Mori s.a, "Fatigue life and short crack propagation of turbine rotor steels under variable strain loading", Low- Cycle Fatigue ed. H. D. Solomon et al, ASTM-STP, 942 Philadelphia, 1988, 972-983
- [Ud1] T. Udoguchi, T. Wada, "Thermal stresses and thermal fatigue, Butterworks, London, 1971, p.109-118
- [Va1] K. C. Valanis, "Theory of viscoplasticity without a yield surface", Arch.Mech. Stosow, 23, 4, 1971, 517-529
- [Va2] K. C. Valanis, "Fundamental cosequences of a new intrinsic time measure plasticity, as a limit of the endochronic theory", Arch. Mech., 32, 1980, 171-189
- [Vl1] I. Vlădeă, "Manual de termotehnica", E.D.P. București, 1963
- [Wa1] K. P. Walker, "Research and development program for non-linear structural modelling with advanced time- temperature dependent constitutive relationships", Report PWA 5700- 50, NASA- CR 165533, 1981
- [Wa2] K. P. Walker, D. A. Wilson, "Creep crack growth predictions in Inco-718 using a

- continuum damage model", Proc. of 2-nd Symp. on Nonlinear Constitutive Relations for the High Temperature Applications, NASA, 1985, 349-372
- [Wb1] C. H. Wang, M. W. Brown, "Inelastic deformation and fatigue under complex loading", Trans. of the 12-th Conf. on Structural Mechanics in Reactor Technology, Stutgard, 1993, LO7/5
- [We1] G. J. Weng, "Self consistent determination of the time independent behavior of metals", J. Appl. Mech., 48, 1981, 41-50
- [Wi1] M. R. Winstone, "Influence of prestress on the yield surface of the cast nickel superalloy MAR-M002 at elevated temperature, Mech. Behavior of Materials- IV, ed. J. Carlsson & G. N. Ohlson, High temperature, London 1980, 199-205
- [Wi2] C. Wielgosz, D. Bergere, "A viscoelastoplastic study of thin shells subjected to a thermal cyclic loading", L02/2, Trans. of the 12-th Conf. on Structural Mechanics in Reactor Technology, ed. Kusmaul, Elsevier Science Publishers, Stutgart, 1993, 47-52
- [Wi3] D. A. Wilson, K. P. Walker, "Constitutive modelling of engine materials", AFWAL-TR-84-4073, 1984
- [Wo1] J. D. Wang, N. Ohno, "Two equivalent forms of nonlinear kinematic hardening: application to nonisothermal plasticity", Int. J. Plasticity, 7, 1991, 637-650
- [Wo2] D. A. Woodford, "Some new approaches in the analysis of high temperature deformations", J. Eng. Mat. & Tech., Jan. 1976, 2-8
- [Wo3] F. Wolter, C. Petersen, "High temperature thermomechanical fatigue of 1.4914 type steel" SMIRT-12, 1993, L01/2, 11-16
- [Wy1] Wang Xucheng s.a., "Simplified method for elastoplastic analysis of structures under variable cyclic loading", Int. J. Press. Vess. & Pipings, 49, 1992, 97-108
- [Ya1] K. Yamaguchi, K Kanazawa, "Effect on strain wave shape on high temperature fatigue life of 316 SS and application to strain range partitioning method", Metall. Trans., A, vol II-A, 1979, 2019-2027
- [Yu1] Yu Chen, "Power formula for viscoplasticity; its modification and some applications", J. Eng. Mat. & Tech., 106, 1985, 383-388
- [Yt1] M. Yaguchi, Y. Takahashi, "Inelastic behavior of Mod.9Cr-1Mo steel and its description by constitutive model considering dynamic strain aging", Transactions of the 14-th Int. Conf. SMIRT 14, Lyon, France, 17-22 August, 1997, L02/3
- [Za1] J. Zarka, "Sur l'etude du comportement global des materiaux soumis a un chargement cyclique", J. Mecanique Appliquee, 3/3, 1979, 291-326
- [Zi1] J. Ziebs s.a., "Effects of proportional and nonproportional straining sequences on the hardening/softening behavior of IN 738 LC at elevated temperatures", Eur. J. Mech., A / Solids, 13/5, 1994, 605-619
- [Zi2] J. Ziebs s.a., "Experimental techniques for testing materials under multiaxial loadings", 4-th Int. Conf. on Biaxial / Multiaxial Fatigue, vol I, 1994, 61-77
- [Zi3] J. Ziebs s.a., "High temperature inelastic deformation of IN 738 LC under uniaxial and multiaxial loadings", Proc. of 8-th CIMTEX-World Congr. and Forum on New Materials, ed. P. Vencenini, Florența, 1994
- [Zi4] J. Ziebs, "Multiaxial Thermomechanical behavior of IN 738 LC, 4-th Int. Conf. on Biaxial / Multiaxial Fatigue, vol I, 1994, 249-259
- [Zd1] J. Zdarek, "The valve life assesment", Proc. of 2-nd Int. Conf. on Creep and Fracture of Eng. Mat. & Struct., ed. B. Wilshire, D. R. J. Owen, Swansea, 1-6 April, 1984 CFEMS'1984, 1357-1367
- [Zh1] Ange Zhang s.a., "A procedure for low cycle fatigue life prediction for various temperatures and strain rates", J. Eng. Mat. & Tech., 112, 1990, 422-428
- [\*\*\*] STAS 200-75 Incercarile metalelor. Incercarea la traciune
- [\*\*\*] ASME/ANSI B 31.4 Chemical Plant and Petroleum Refinery Piping

**ANEXA**



## ANEXA 1

Tabelul 1.1

Nr. crt	Otelul	Incarcarea	C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	V	P	S	Nb	Al	W	Cu	Co	N
1	12H1MF	obos.oligocil.	.28	.77	.32	.4	1.13	1.15	.25	.007	.005	-	-	-	-	-	-
2	12H1MF	tractiune	.28	.73	.26	.36		1.03	.25	.01	.09	-	.06	-	-	-	-
3	1CrMoV	tractiune	.24	.64	.29	.21	1.02	.57	.2	.16	.1	-	-	-	-	-	-
4	1CrMoV	fluaj	.32	.84	.29	.42	.97	1.12	.22	.001	.007	-	-	-	-	-	-
5	9Cr1Mo	tract,fluaj,obos	.1	.33	.41	.14	9.7	.96	.23	.015	.0035	.06	-	-	-	-	.027
6	X20CrMoV121	fluaj	.13	.82	-	.87	10.6	.77	.22	.005	.004	.16	.054	-	.015	.01	-
7	X20CrMoV121	tractiune	.24	.66	.33	.68	1.16	1.05	.23	.01	.013	-	.06	.076	-	-	-
8	2 1/4CrMo1Nb	fluaj	.06	.45	.25	.55	2.12	.93	-	.016	.02	1.02	-	-	-	-	-
9	2 1/4CrMo1Nb	tractiune	.11	.55	.29	.16	2.13	-	-	.011	.014		-	-	-	-	-
			.135	.57	.37		2.2			.012	.016						
10	CS-15128	fluaj	.1	.4	.15	-	.5	.4	.22	max	max	-	-	-	-	-	-
			.18	.7	.4		.7	.7	.35	.04	.04						
11	12H1MF	fluaj	.15	.5	.28	.1	1.0	.29	.22	.01	.005	-	-	-	.18	-	-

# **FISIERE**

§ fisierul de simulare a incarcarii experimentale

F.2.1

```
****simulate
***test l1221
**time_ini 2008.
**load
  *file LOAD/load1221.chg
**model
  *file MAT/l1221.mat
  *integration runge_kutta 1.e-3 1.e-3
**output *no_zero
  *precision 12
  time sig11 etoll epill epcum

***test l111
**load
  *file LOAD/load111.chg
**time_ini 429.000
**model
  *file MAT/l111.mat
  *integration runge_kutta 1.e-3 1.e-3
**output *no_zero
  *precision 12
  time sig11 etoll epill epcum

***test l2331
**load
  *file LOAD/load2331.chg
**time_ini 56718.500
**model
  *file MAT/l2331.mat
  *integration runge_kutta 1.e-3 1.e-3
**output *no_zero
  *precision 12
  time sig11 etoll epill epcum

***test l22
**load
  *file LOAD/load22.chg
**time_ini 24724.000
**model
  *file MAT/l22.mat
  *integration runge_kutta 1.e-3 1.e-3
**output *no_zero
  *precision 12
  time sig11 etoll epill epcum

***test l3241
**load
  *file LOAD/load3241.chg
**time_ini 61837.
**model
  *file MAT/l3241.mat
  *integration runge_kutta 1.e-3 1.e-3
**output *no_zero
  *precision 12
  time sig11 etoll epill epcum

***test f02
**time_ini 853.2
**load
```

```
*file LOAD/load02.chg
**model
*file MAT/f02.mat
*integration runge_kutta 1.e-3 1.e-3
**output *no_zero
*precision 12
time sig11 etoll ep11 epcum
```

```
***test f04
**load
*file LOAD/load04.chg
**time_ini 953.0
**model
*file MAT/f04.mat
*integration runge_kutta 1.e-3 1.e-3
**output *no_zero
*precision 12
time sig11 etoll ep11 epcum
```

```
***test f055
**load
*file LOAD/load055.chg
**time_ini 3129.0
**model
*file MAT/f055.mat
*integration runge_kutta 1.e-3 1.e-3
**output *no_zero
*precision 12
time sig11 etoll ep11 epcum
```

```
***test f08
**load
*file LOAD/load08.chg
**time_ini 3388.6
**model
*file MAT/f08.mat
*integration runge_kutta 1.e-3 1.e-3
**output *no_zero
*precision 12
time sig11 etoll ep11 epcum
```

```
***test f1
**load
*file LOAD/load1.chg
**time_ini 5085.2
**model
*file MAT/f1.mat
*integration runge_kutta 1.e-3 1.e-3
**output *no_zero
*precision 12
time sig11 etoll ep11 epcum
```

```
***test f115
**load
*file LOAD/load115.chg
**time_ini 5125.2
```



```
**model
*file MAT/f115.mat
*integration runge_kutta 1.e-3 1.e-3
**output *no_zero
*precision 12
time sig11 etoll ep11 epcum
```

```
****return
```

# fichier generat pentru compararea rezultatelor simulate cu cele experimentale

```
#!/usr/local/bin/gnuplot
set grid
set xlabel "$\epsilon $"
set ylabel "$\sigma$ (MPa)"
set title 'Essai du 17/07/97'
set size 0.6,0.8

set logscale x
set yrange [00:130]
set xrange [150000:160000]

set key -0.002,250

plot 'f02.test' u 3:2 w l, 'EXP/fat02.exp' u 3:2 w p
pause -1 "entree pour continuer"

plot 'f04.test' u 3:2 w l, 'EXP/fat04.exp' u 3:2 w p
pause -1 "entree pour continuer"

set terminal postscript
set output "xxx.ps"
replot

plot 'f055.test' u 3:2 w l, 'EXP/fat055.exp' u 3:2 w p
pause -1 "entree pour continuer"

plot 'f08.test' u 3:2 w l, 'EXP/fat08.exp' u 3:2 w p
pause -1 "entree pour continuer"

plot 'f1.test' u 3:2 w l, 'EXP/fat1.exp' u 3:2 w p
pause -1 "entree pour continuer"

plot 'f115.test' u 3:2 w l, 'EXP/fat12.exp' u 3:2 w p
pause -1 "entree pour continuer"

plot 'l111.test' u 3:2 w l, 'EXP/lire111.exp' u 3:2 w p
pause -1 "entree pour continuer"

plot 'l1221.test' u 3:2 w l, 'EXP/lire1221.exp' u 3:2 w p
pause -1 "entree pour continuer"

plot 'l22.test' u 3:2 w l, 'EXP/lire22.exp' u 3:2 w p
pause -1 "entree pour continuer"

plot 'l2331.test' u 3:2 w l, 'EXP/lire2331.exp' u 3:2 w p
pause -1 "entree pour continuer"

plot 'l3241.test' u 3:2 w l, 'EXP/lire3241.exp' u 3:2 w p
pause -1 "entree pour continuer"
```

```
# fisierul generat pentru compararea rezultatelor simulate cu cel experimental
#!/usr/local/bin/gnuplot
set grid
#set xlabel "$\epsilon $"
#set ylabel "$\sigma$ (MPa)"
#set title 'Essai du 17/07/97'
#set size 0.6,0.8

#set logscale x
#set yrange [00:130]
#set xrange [150000:160000]

set key -0.002,250

plot 'f02.test' u 3:2 w l, 'EXP/fat02.exp' u 3:2 w p
pause -1 "entree pour continuer"

plot 'f04.test' u 3:2 w l, 'EXP/fat04.exp' u 3:2 w p
pause -1 "entree pour continuer"

#set terminal postscript
#set output "xxx.ps"
#replot

plot 'f055.test' u 3:2 w l, 'EXP/fat055.exp' u 3:2 w p
pause -1 "entree pour continuer"

plot 'f08.test' u 3:2 w l, 'EXP/fat08.exp' u 3:2 w p
pause -1 "entree pour continuer"

plot 'f1.test' u 3:2 w l, 'EXP/fat1.exp' u 3:2 w p
pause -1 "entree pour continuer"

plot 'f115.test' u 3:2 w l, 'EXP/fat12.exp' u 3:2 w p
pause -1 "entree pour continuer"

plot 'l111.test' u 3:2 w l, 'EXP/lire111.exp' u 3:2 w p
pause -1 "entree pour continuer"

plot 'l1221.test' u 3:2 w l, 'EXP/lire1221.exp' u 3:2 w p
pause -1 "entree pour continuer"

plot 'l22.test' u 3:2 w l, 'EXP/lire22.exp' u 3:2 w p
pause -1 "entree pour continuer"

plot 'l2331.test' u 3:2 w l, 'EXP/lire2331.exp' u 3:2 w p
pause -1 "entree pour continuer"

plot 'l3241.test' u 3:2 w l, 'EXP/lire3241.exp' u 3:2 w p
pause -1 "entree pour continuer"
```

```

***optimize simplex
***shell z7 -S simul

***files MAT/f02.mat MAT/f04.mat MAT/f055.mat MAT/f08.mat MAT/f1.mat MAT/f1

***values
n 9. min 3. max 30.
K 200. min 50. max 500.
C 70000. min 20000. max 200000.
D 470. min 100. max 2000.
***exponent 2.
***convergence
lambda 1.e-02
min 1.
iter 50

***compare
t_file_file f02.test 1 2 EXP/fat02.exp 1 2
t_file_file f04.test 1 2 EXP/fat04.exp 1 2
t_file_file f055.test 1 2 EXP/fat055.exp 1 2
t_file_file f08.test 1 2 EXP/fat08.exp 1 2
t_file_file f1.test 1 2 EXP/fat1.exp 1 2
t_file_file f115.test 1 2 EXP/fat12.exp 1 2
t_file_file l111.test 1 2 EXP/lire111.exp 1 2
t_file_file l1221.test 1 2 EXP/lire1221.exp 1 2
t_file_file l22.test 1 2 EXP/lire22.exp 1 2
t_file_file l2331.test 1 2 EXP/lire2331.exp 1 2
t_file_file l3241.test 1 2 EXP/lire3241.exp 1 2

***return

```



```
% fisierul necesar pentru optimizare
```

```
***behavior gen_evp  
*elasticity isotropic  
young 140000.  
poisson 0.30  
**potential gen_evp ep  
*criterion mises  
*flow norton  
  n ?n  
  K ?K  
*isotropic constant  
  R0 90.  
*kinematic nonlinear  
  D ?D  
  C ?C  
*kinematic linear  
  C 2500.  
**thermal_strain isotropic  
alpha 12.e-6  
***return
```

% fisierul rezultat din optimizare

F.2.5

```
***behavior gen_evp
**elasticity isotropic
young 140000.
poisson 0.30
**potential gen_evp ep
*criterion mises
*flow norton
n          9.732375627724474e+00
K          1.946679874090494e+02
*isotropic constant
R0 90.
*kinematic nonlinear
D          5.906452700057405e+02
C          4.396178115261137e+04
*kinematic linear
C 2500.
**thermal_strain isotropic
alpha 12.e-6
***return
```

```

***simulate
***test rochl
**load cycle 30
*segment
time sig11 sig22 sig33 sig12
0. 0. 0. 0. 0.
60. 300. 0. 0. 0.
80. 250. 0. 0. 0.
140. 0. 0. 0. 0.
**model
*file play.inp
*integration runge_kutta 1.e-3 1.e-3
**output
*precision 6
time sig11 etoll epi11 epcum

****return

**behavior gen_evp
**elasticity isotropic
young 140000.
poisson 0.30
**potential gen_evp ep
*criterion mises
*flow norton
n 9.
Y 200.
*isotropic nonlinear
R0 90.
Q -40.
b 10.
*kinematic nonlinear
D 480.
C 70000.
*kinematic linear
C 2500.
***return

```

F.7.1

```

****simulate
***test roch2
**load cycle 30
*segment
  time  sig11 sig22 sig33 sig12
, 0. 0. 0. 0. 0.
  60. 300. 0. 0. 0.
  80. 250. 0. 0. 0.
  140. 0. 0. 0. 0.
**model
*file play2.inp
*integration runge_kutta 1.e-3 1.e-3
**output
*precision 6
time sig11 etoll epill epcum

****return

***behavior gen_evp
**elasticity isotropic
young 140000.
poisson 0.30
**potential gen_evp ep
*criterion mises
*flow norton
n 9.
  200.
*isotropic nonlinear
R0 90.
Q -40.
b 10.
*kinematic nonlinear
D 480.
C 70000.
***return

```

F.7.2

{ fisierul pentru simularea comportarii tubului

\*\*\*calcul mechanical

\*\*\*mesh

\*\*file tub.geof

F.8.1

\*\*\*resolution

\*\*sequence

\*time 5000. 10000. 20000. 40000. 45000. 50000.  
55000. 60000. 70000. 90000. 95000. 100000.  
105000. 110000. 120000. 140000. 145000. 150000.  
155000. 160000. 170000. 190000. 195000. 200000.  
205000. 210000. 220000. 240000. 245000. 250000.  
255000. 260000. 270000. 290000. 295000. 300000.  
305000. 310000. 320000. 340000. 345000. 350000.  
355000. 360000. 370000. 390000. 395000. 400000.  
405000. 410000. 420000. 440000. 445000. 450000.  
455000. 460000. 470000. 490000. 495000. 500000.  
505000. 510000. 520000. 540000. 545000. 550000.  
555000. 560000. 570000. 590000. 595000. 600000.

\*ratio,absolu 0.1

\*increment 2 1 1 1 2 1 2 1 1 1 2 1 2 1 1 1 2 1 2 1 1 1 2 1 2 1 1 1 2 1 2 1 1 1 2 1  
2 1 1 1 2 1 2 1 1 1 2 1 2 1 1 1 2 1 2 1 1 1 2 1 2 1 1 1 2 1

\*iteration 15

\*algorithm plp2p3

{ \*\*automatic\_time epcum 0.02

{ \*divergence 1.3 5

{ \*security 2.

{ \*\*max\_divergence 5.

\*\*\*bc

\*\*pressure

pres -15. tabl

\*\*impose nodal dof

nbas U2 0.00

\*\*\*equation

\*\*mpcl

nhaut U2

ngauch U1

\*\*\*parameter temperature

10

0. uniform 20.

5000. file NTEMP1 1

10000. file NTEMP2 1

20000. file NTEMP3 1

40000. file NTEMP3 1

45000. file NTEMP4 1

50000. uniform 20.

55000. file NTEMP1 1

60000. file NTEMP2 1

70000. file NTEMP3 1

90000. file NTEMP3 1

95000. file NTEMP4 1

100000. uniform 20.

105000. file NTEMP1 1

110000. file NTEMP2 1

120000. file NTEMP3 1

140000. file NTEMP3 1

145000. file NTEMP4 1

150000. uniform 20.

155000. file NTEMP1 1

160000. file NTEMP2 1

170000. file NTEMP3 1  
 190000. file NTEMP3 1  
 195000. file NTEMP4 1  
 200000. uniform 20.  
 205000. file NTEMP1 1  
 210000. file NTEMP2 1  
 220000. file NTEMP3 1  
 240000. file NTEMP3 1  
 245000. file NTEMP4 1  
 250000. uniform 20.  
 255000. file NTEMP1 1  
 260000. file NTEMP2 1  
 270000. file NTEMP3 1  
 290000. file NTEMP3 1  
 295000. file NTEMP4 1  
 300000. uniform 20.  
 305000. file NTEMP1 1  
 310000. file NTEMP2 1  
 320000. file NTEMP3 1  
 340000. file NTEMP3 1  
 345000. file NTEMP4 1  
 350000. uniform 20.  
 355000. file NTEMP1 1  
 360000. file NTEMP2 1  
 370000. file NTEMP3 1  
 390000. file NTEMP3 1  
 395000. file NTEMP4 1  
 400000. uniform 20.  
 405000. file NTEMP1 1  
 410000. file NTEMP2 1  
 420000. file NTEMP3 1  
 440000. file NTEMP3 1  
 445000. file NTEMP4 1  
 450000. uniform 20.  
 455000. file NTEMP1 1  
 460000. file NTEMP2 1  
 470000. file NTEMP3 1  
 490000. file NTEMP3 1  
 495000. file NTEMP4 1  
 500000. uniform 20.  
 505000. file NTEMP1 1  
 510000. file NTEMP2 1  
 520000. file NTEMP3 1  
 540000. file NTEMP3 1  
 545000. file NTEMP4 1  
 550000. uniform 20.  
 555000. file NTEMP1 1  
 560000. file NTEMP2 1  
 570000. file NTEMP3 1  
 590000. file NTEMP3 1  
 595000. file NTEMP4 1  
 600000. uniform 20.

\*\*\*table

\*\*name tabl

\*time 0. 5000. 45000. 50000. 55000. 95000. 100000. 105000. 145000. 150000  
 155000. 195000. 200000. 205000. 245000. 250000. 255000. 295000. 3  
 305000. 345000. 350000. 355000. 395000. 400000.  
 405000. 445000. 450000. 455000. 495000. 500000.  
 505000. 545000. 550000. 555000. 595000. 600000.

\*value 0. 1. 1. 0. 1. 1. 0. 1. 1. 0. 1. 1. 0. 1. 1. 0. 1. 1. 0.  
 1. 1. 0. 1. 1. 0. 1. 1. 0. 1. 1. 0. 1. 1. 0. 1. 1. 0.

\*\*\*material

\*file steel

```
***output
**save_parameter
***return

***post_processing
***local_post_processing
**file integ
**material_file steel
**process_fatigue_S sig
**process_creep sig
**output_number 1
**process_LCF LC fatigue_S creep 100000.
**process_LCF NLC fatigue_S creep 100000.
***return
```

# **LISTINGURI SCHEME LOGICE**



## L.5.1

```

{           ELSTPLST.PAS           }
{           A simulation of elasto-plastic behaviour           }
uses Crt, Graph;
label 1;
const Pause = 10;
var X0, Y0, GrDriver, GrMode, XText, YText, Cycle : integer;
    E, Eps0, Alpha, Beta, W0, W1, SYInf, MInf, DeltaEpsP,
    DEpsP, DS, Eps, EpsC, S, SC, SY, M, K, B, ScaleY, ScaleX, WP: real;
    PlotCenter : boolean;

procedure InitParameters;
begin
    E := 196E9;
    Eps0 := 0.002;
    ScaleY := 0.25E-6;
    ScaleX := 6E3;
    DS := 2E6;
    S := 0;
    SY := 280E6;
    M := 4.5;
    SC := 0;
    Eps := 0;
    EpsC := 0;
    K := 0;
    WP := 0;
end {InitParameters};

procedure CoordSystem;
begin
    SetBkColor (White);
    SetColor (DarkGray);
    Line (X0, 4, X0, Y0 + GetMaxY div 2 - 4);
    Line (4, Y0, X0 + GetMaxX div 2 - 4, Y0);
    SetColor (Blue);
    OutTextXY (X0 - 12, 4, #229);
    OutTextXY (GetMaxX - 28, Y0 + 4, 'Eps');
    XText := 4;
    YText := 4;
    SetFillStyle (SolidFill, Blue);
    Bar (GetMaxX - 184, GetMaxY - 84, GetMaxX - 4, GetMaxY - 4);
    SetColor (Yellow);
    SetTextJustify (CenterText, TopText);
    OutTextXY ( GetMaxX - 94, GetMaxY - 70, 'STRESS-STRAIN RELATION');
    OutTextXY ( GetMaxX - 94, GetMaxY - 55, 'UNDER UNIAXIAL LOADING');

```

```

    SetColor(Red);
    Line (X0 + Round (Eps * ScaleX), Y0 - Round (OldSC * ScaleY),
          X0 + Round (NewEps * ScaleX), Y0 - Round (NewSC * ScaleY));
    end;
    S := NewS;
    Eps := NewEps;
    OldSC := NewSC;
    until Abs (Eps) >= DeltaEpsP / 2 + Eps0;
    SC := NewSC;
end {Load};

```

```

procedure Release;
var NewS, NewEps : real;
begin
    DS := -DS;
    repeat
        NewS := S + DS;
        NewEps := Eps + DS / E;
        SetColor (Green);
        Line (X0 + Round (Eps * ScaleX), Y0 - Round (S * ScaleY),
              X0 + Round (NewEps * ScaleX), Y0 - Round (NewS * ScaleY));
        Delay (Pause);
        if PlotCenter then
            begin
                SetColor(Red);
                Line (X0 + Round (Eps * ScaleX), Y0 - Round (S * ScaleY),
                      X0 + Round (NewEps * ScaleX), Y0 - Round (NewS * ScaleY));
            end;
        end;
    until KeyPressed;
end {Release};

```

```

HetGraphMode (VGAHi);
X0 := GetMaxX div 2;
Y0 := GetMaxY div 2;
CoordSystem;
InitParameters;
PlotCenter := DrawCenter;
1:DeltaEpsP := WhichDeltaEpsP;

```

```

ActualizeParameters;
repeat
    Load;
    Release;
    Harden;
until KeyPressed;
if ReadKey = ' ' then goto 1;
CloseGraph
end {ElstPlsr}.

```

```

        end;
        #27 : goto 1;
        #13 : Break
    end {case Ch}
until FALSE;
Val (St, Value, Code);
if Code < > 0 then goto 1;
WhichDeltaEpsP := Value
end {WhichDEpdP};

procedure ActualizeParameters;
begin
    Alpha := 7.95 * DeltaEpsP + 0.0286;
    Beta := 0.1;
    SYInf := (28900 * Sqr (DeltaEpsP) - 383 * DeltaEpsP + 32.1) * 1E7;
    W0 := SYInf * (5 * DeltaEpsP - 0.03);
    W1 := SYInf * 0.03;
    MInf := 3720 * Sqr (DeltaEpsP) - 71.5 * DeltaEpsP + 4.44;
end {ActualizeParameters};

procedure Load;
var NewS, NewEps : real;
    NewSC, OldSC : real;
begin
    K := E * Eps0 / SY;
    B := 3 * K * (M + 1) / (2 * E);
    OldSC := SC;
    NewSC := SC;
repeat
    NewS := S + DS;
    NewEps := EpsC + ((NewS - SC) / E) *
        (1 + K * Exp (M * Ln (Abs (NewS - SC) / SY)));
    SetColor (Green);
    Line (X0 + Round (Eps * ScaleX), Y0 - Round (S * ScaleY),
        X0 + Round (NewEps * ScaleX), Y0 - Round (NewS * ScaleY));
    Delay (Pause);
if Abs (Eps - EpsC) - Abs (S - SC) / E >= Eps0 then
    begin
        DEpsP := B * Exp (M * Ln(Abs (NewS - SC) / SY)) * (2 / 3) * DS;
        WP := WP + SY * DEpsP;
        NewSC := OldSC + DS + Sqr (SYInf) * (Alpha / W0) * Exp (- WP / W0) *
            (1 + Alpha * Exp (-WP / W0)) * DEpsP;
    end;
end;
if PlotCenter then
    begin

```

```

SetTextJustify (LeftText, TopText);
OutTextXY ( GetMaxX - 180, GetMaxY -35, '<Space> to change DEps');
OutTextXY ( GetMaxX - 180, GetMaxY -25, '<Esc> to reenter DEps');
OutTextXY ( GetMaxX - 180, GetMaxY -15, 'Another key to finish');
end {CoordSystem};

```

```

function DrawCenter : boolean;
var Ch : char;
begin
  SetColor (Blue);
  XText := 4;
  Inc (YText, 12);
  OutTextXY (XText, YText, 'Draw center? (y/n)');
  SetColor (Red);
  Inc (XText, 19 * 8);
  repeat Ch := ReadKey until (Ch = 'y') or (Ch = 'n');
  OutTextXY (XText, YText, Ch);
  DrawCenter := Ch = 'y'
end {DrawCenter};

```

```

function WhichDeltaEpsP : real;
label 1;
var Ch : char;
    St : string;
    Code : integer;
    Value : real;
begin
  SetColor (Blue);
1: XText := 4;
  Inc (YText, 12);
  OutTextXY (XText, YText, 'DeltaEpsilon =');
  Inc (XText, 14 * 8);
  St := '';
  repeat
    Ch := ReadKey;
    case Ch of
      '0'..'9' : begin
          St := St + Ch;
          Inc (XText, 8);
          OutTextXY (XText, YText, Ch)
        end;
      '.' : begin
          St := St + Ch;
          Inc (XText, 8);
          OutTextXY (XText, YText, Ch)
        end;
    end;
  until Ch = '\n';
  Value := StrToReal (St);
end;

```

L.8.1.1

REACTION FORCE

| NODE | DIRECTION | REACTION FORCE |
|------|-----------|----------------|
| 1    | 1         | 1.16307E+05    |
| 1    | 2         | -1.84275E+05   |
| 1    | 3         | 2.18005E+05    |
| 1    | 4         | 59565.         |
| 1    | 5         | 1.36771E+05    |
| 1    | 6         | 61632.         |
| 33   | 1         | -1.16307E+05   |
| 33   | 2         | 1.84275E+05    |
| 33   | 3         | -2.18005E+05   |
| 33   | 4         | 3.16800E+05    |
| 33   | 5         | 1.17757E+05    |
| 33   | 6         | -47270.        |

DISPLACEMENTS

| NODE | X-DISPL.     | Y-DISPL.     | Z-DISPL.     | XX-ROT.      | YY-ROT.      | ZZ-ROT.      |
|------|--------------|--------------|--------------|--------------|--------------|--------------|
| 1    | .00000       | .00000       | .00000       | .00000       | .00000       | .00000       |
| 2    | -1.43055E-04 | 6.28540E-05  | 2.08165E-03  | -2.42552E-04 | -8.76778E-04 | -5.86596E-04 |
| 8    | -3.30975E-03 | -3.09918E-03 | 1.45715E-02  | 6.37012E-03  | -1.04527E-03 | -4.10617E-03 |
| 10   | -4.46784E-03 | -5.37793E-03 | 1.21992E-02  | 8.56431E-03  | -4.75401E-05 | -4.45302E-03 |
| 17   | -1.06638E-02 | +2.13292E-02 | -1.17122E-02 | 8.69933E-03  | 6.93656E-03  | 1.24130E-03  |
| 19   | -8.47248E-03 | -2.06946E-02 | -1.39019E-02 | 6.34058E-03  | 7.42035E-03  | 2.78512E-03  |
| 32   | 1.34599E-04  | -3.62924E-04 | -2.18573E-03 | -2.21551E-03 | -7.68574E-04 | 4.72474E-04  |
| 33   | .00000       | .00000       | .00000       | .00000       | .00000       | .00000       |

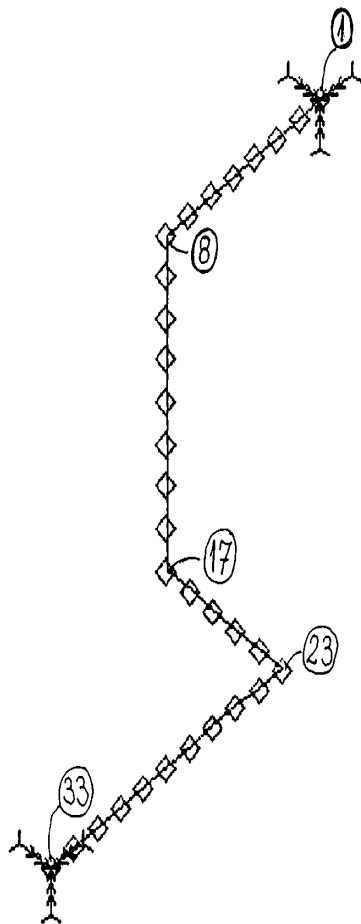


Fig.1. Incărcări termice.

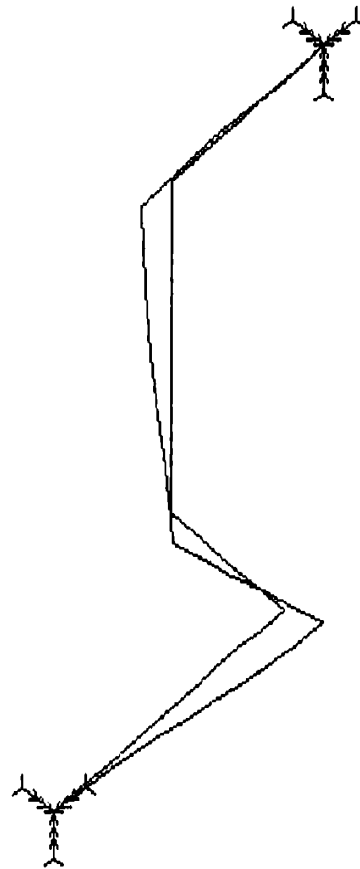


Fig.2. Deformata sistemului.

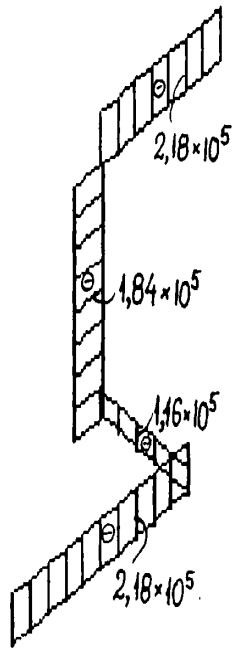


Fig.3. Diagrama Px.

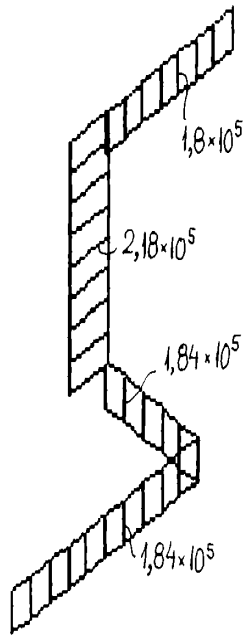


Fig.4. Diagrama Py.

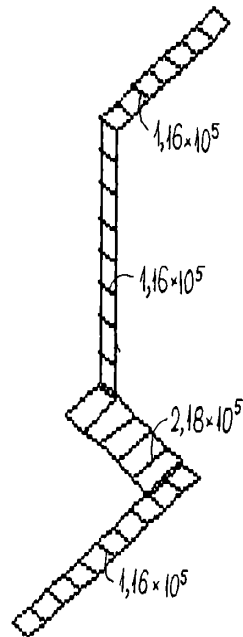


Fig.5. Diagrama Pz.

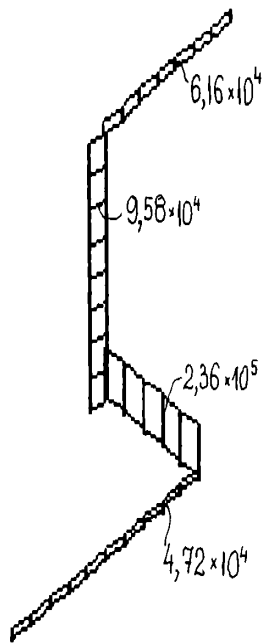


Fig.6. Diagrama Mx.

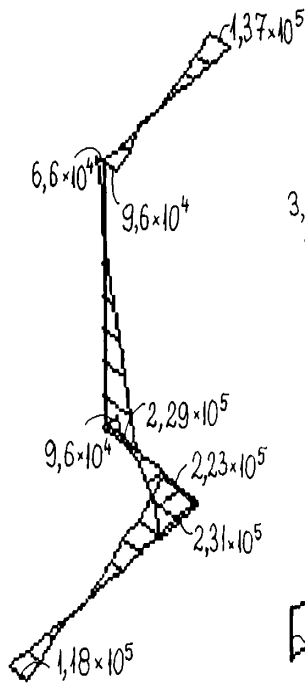


Fig.7. Diagrama My.

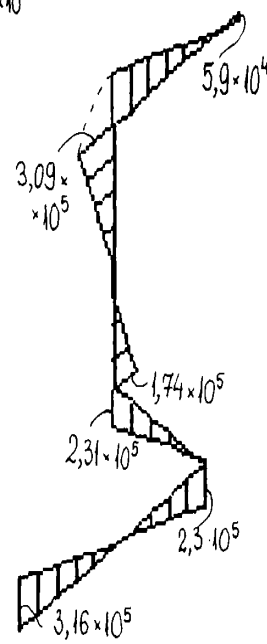


Fig.8. Diagrama Mz.

L.8.1.3

STRESS EVALUATION FOR STATIC ANALYSIS

STRESS OUTPUT FOR BEAM ELEMENT GROUP 1 CASE NO. 1

| ELEMENT<br>NUMBER | FORCES         |            | MOMENTS                 |            | STRESSES            |            |
|-------------------|----------------|------------|-------------------------|------------|---------------------|------------|
|                   | NODE1          | NODE2      | NODE1                   | NODE2      | NODE1               | NODE2      |
| 1                 | [ 1 ,          | 2 ]        |                         |            |                     |            |
|                   | Pr= .2180E+06  | -.2180E+06 | Tr= .6163E+05           | -.6163E+05 | (P/A) = .8321E+07   | -.8321E+07 |
|                   | Vs= -.1843E+06 | .1843E+06  | Ms= .1368E+06           | -.1035E+06 | (Ms/Ss)= .9862E+08  | -.7466E+08 |
|                   | Vt= -.1163E+06 | .1163E+06  | Mt= -.5957E+05          | .6914E+04  | (Mt/St)= -.4295E+08 | .4986E+07  |
|                   |                |            | (Tr*CTOR/Jp)= .2222E+08 | -.2222E+08 | Smax = .1499E+09    | .7132E+08  |
|                   |                |            |                         |            | Smin = -.1333E+09   | -.8797E+08 |
| 7                 | [ 7 ,          | 8 ]        |                         |            |                     |            |
|                   | Pr= .2180E+06  | -.2180E+06 | Tr= .6163E+05           | -.6163E+05 | (P/A) = .8321E+07   | -.8321E+07 |
|                   | Vs= -.1843E+06 | .1843E+06  | Ms= -.6261E+05          | .9584E+05  | (Ms/Ss)= -.4515E+08 | .6911E+08  |
|                   | Vt= -.1163E+06 | .1163E+06  | Mt= .2563E+06           | -.3090E+06 | (Mt/St)= .1048E+09  | -.2228E+09 |
|                   |                |            | (Tr*CTOR/Jp)= .2222E+08 | -.2222E+08 | Smax = .2383E+09    | .2836E+09  |
|                   |                |            |                         |            | Smin = -.2217E+09   | -.3002E+09 |
| 8                 | [ 8 ,          | 10 ]       |                         |            |                     |            |
|                   | Pr= .1843E+06  | -.1843E+06 | Tr= .9584E+05           | -.9584E+05 | (P/A) = .7033E+07   | -.7033E+07 |
|                   | Vs= .2180E+06  | -.2180E+06 | Ms= .6163E+05           | -.2529E+05 | (Ms/Ss)= .4444E+08  | -.1823E+08 |
|                   | Vt= -.1163E+06 | .1163E+06  | Mt= .3090E+06           | -.2409E+06 | (Mt/St)= .2228E+09  | -.1737E+09 |
|                   |                |            | (Tr*CTOR/Jp)= .3456E+08 | -.3456E+08 | Smax = .2743E+09    | .1849E+09  |
|                   |                |            |                         |            | Smin = -.2602E+09   | -.1989E+09 |
| 15                | [ 16 ,         | 17 ]       |                         |            |                     |            |
|                   | Pr= .1843E+06  | -.1843E+06 | Tr= .9584E+05           | -.9584E+05 | (P/A) = .7033E+07   | -.7033E+07 |
|                   | Vs= .2180E+06  | -.2180E+06 | Ms= -.1928E+06          | .2291E+06  | (Ms/Ss)= -.1390E+09 | .1652E+09  |
|                   | Vt= -.1163E+06 | .1163E+06  | Mt= -.1679E+06          | .2360E+06  | (Mt/St)= -.1211E+09 | .1702E+09  |
|                   |                |            | (Tr*CTOR/Jp)= .3456E+08 | -.3456E+08 | Smax = .2671E+09    | .3284E+09  |
|                   |                |            |                         |            | Smin = -.2531E+09   | -.3425E+09 |
| 16                | [ 17 ,         | 19 ]       |                         |            |                     |            |
|                   | Pr= .1163E+06  | -.1163E+06 | Tr= .2360E+06           | -.2360E+06 | (P/A) = .4439E+07   | -.4439E+07 |
|                   | Vs= -.1843E+06 | .1843E+06  | Ms= -.9584E+05          | .3044E+05  | (Ms/Ss)= -.6911E+08 | .2195E+08  |
|                   | Vt= .2180E+06  | -.2180E+06 | Mt= -.2291E+06          | .1739E+06  | (Mt/St)= -.1652E+09 | .1254E+09  |
|                   |                |            | (Tr*CTOR/Jp)= .8510E+08 | -.8510E+08 | Smax = .2388E+09    | .1429E+09  |
|                   |                |            |                         |            | Smin = -.2299E+09   | -.1518E+09 |
| 20                | [ 22 ,         | 23 ]       |                         |            |                     |            |
|                   | Pr= .1163E+06  | -.1163E+06 | Tr= .2360E+06           | -.2360E+06 | (P/A) = .4439E+07   | -.4439E+07 |
|                   | Vs= -.1843E+06 | .1843E+06  | Ms= .1658E+06           | -.2312E+06 | (Ms/Ss)= .1195E+09  | -.1667E+09 |
|                   | Vt= .2180E+06  | -.2180E+06 | Mt= -.8005E+04          | -.4728E+05 | (Mt/St)= -.5772E+07 | -.3409E+08 |
|                   |                |            | (Tr*CTOR/Jp)= .8510E+08 | -.8510E+08 | Smax = .1297E+09    | .1963E+09  |
|                   |                |            |                         |            | Smin = -.1209E+09   | -.2052E+09 |
| 21                | [ 23 ,         | 24 ]       |                         |            |                     |            |
|                   | Pr= .2180E+06  | -.2180E+06 | Tr= .4728E+05           | -.4728E+05 | (P/A) = .8321E+07   | -.8321E+07 |
|                   | Vs= -.1843E+06 | .1843E+06  | Ms= .2312E+06           | -.1963E+06 | (Ms/Ss)= .1667E+09  | -.1415E+09 |
|                   | Vt= -.1163E+06 | .1163E+06  | Mt= -.2360E+06          | .1807E+06  | (Mt/St)= -.1702E+09 | .1303E+09  |
|                   |                |            | (Tr*CTOR/Jp)= .1705E+08 | -.1705E+08 | Smax = .3452E+09    | .2635E+09  |
|                   |                |            |                         |            | Smin = -.3286E+09   | -.2802E+09 |
| 30                | [ 32 ,         | 33 ]       |                         |            |                     |            |
|                   | Pr= .2180E+06  | -.2180E+06 | Tr= .4728E+05           | -.4728E+05 | (P/A) = .8321E+07   | -.8321E+07 |
|                   | Vs= -.1843E+06 | .1843E+06  | Ms= -.8286E+05          | .1178E+06  | (Ms/Ss)= -.5975E+08 | .8491E+08  |
|                   | Vt= -.1163E+06 | .1163E+06  | Mt= .2615E+06           | -.3168E+06 | (Mt/St)= .1886E+09  | -.2284E+09 |
|                   |                |            | (Tr*CTOR/Jp)= .1705E+08 | -.1705E+08 | Smax = .2566E+09    | .3050E+09  |
|                   |                |            |                         |            | Smin = -.2400E+09   | -.3217E+09 |

L.8.2.1

REACTION FORCE

| NODE | DIRECTION | REACTION FORCE |
|------|-----------|----------------|
| 1    | 1         | -946.65        |
| 1    | 2         | 15832.         |
| 1    | 3         | -2144.8        |
| 1    | 4         | -18672.        |
| 1    | 5         | -899.72        |
| 1    | 6         | -342.49        |
| 33   | 1         | 946.65         |
| 33   | 2         | 8513.3         |
| 33   | 3         | 2144.8         |
| 33   | 4         | 11148.         |
| 33   | 5         | -616.26        |
| 33   | 6         | 421.61         |

TOTAL STRAIN ENERGY . . . . . = .409983E+01

DISPLACEMENTS

| NODE | X-DISPL.     | Y-DISPL.     | Z-DISPL.     | XX-ROT.      | YY-ROT.      | ZZ-ROT.      |
|------|--------------|--------------|--------------|--------------|--------------|--------------|
| 1    | .00000       | .00000       | .00000       | .00000       | .00000       | .00000       |
| 2    | 9.41813E-07  | -1.95089E-05 | 1.13087E-07  | 1.20015E-04  | 5.57849E-06  | 3.25972E-06  |
| 8    | 1.44063E-05  | -4.70193E-04 | 7.91577E-07  | 2.37189E-04  | -2.39704E-06 | 2.28180E-05  |
| 10   | 2.19481E-05  | -4.70769E-04 | -6.39114E-05 | 1.79354E-04  | -1.27402E-05 | 2.43710E-05  |
| 17   | 3.66813E-05  | -4.73441E-04 | -1.27800E-04 | -7.57023E-05 | -8.51422E-05 | -3.08677E-05 |
| 19   | 3.67337E-05  | -4.84983E-04 | -1.01129E-04 | -9.78824E-05 | -9.02899E-05 | -4.24818E-05 |
| 32   | -7.02252E-07 | -1.27373E-05 | -1.18741E-07 | -7.59404E-05 | 3.63375E-06  | -4.21337E-06 |
| 33   | .00000       | .00000       | .00000       | .00000       | .00000       | .00000       |

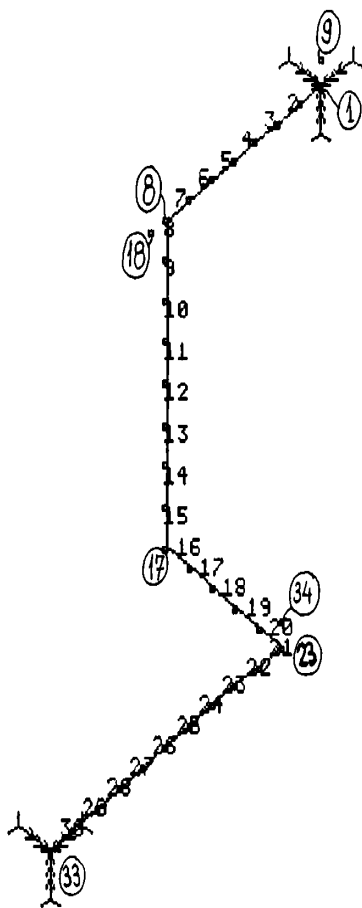


Fig.1. Elemente finite.

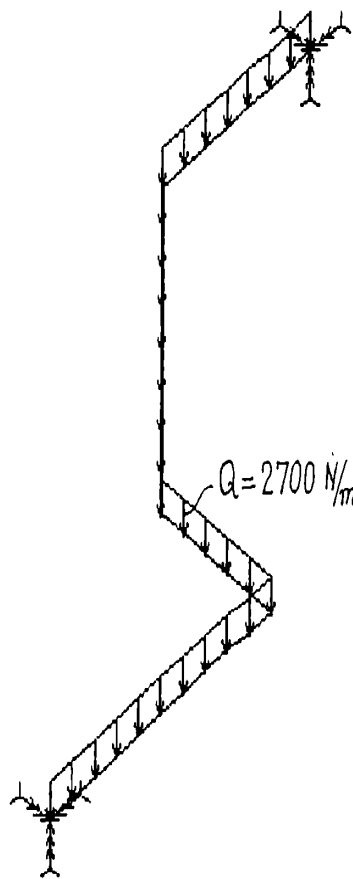


Fig.2. Incărcări exterioare.



L.8.2.2

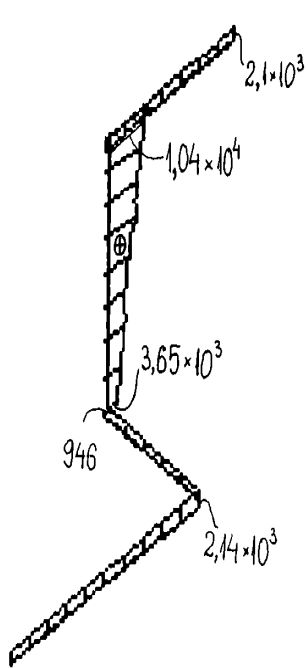


Fig. 3. Diagrama Fx.

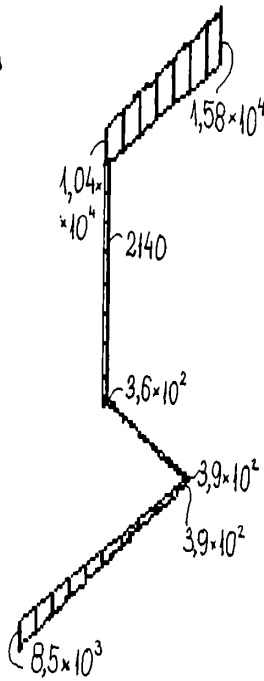


Fig. 4. Diagrama Fy.

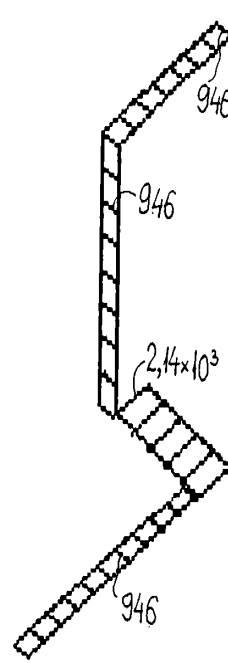


Fig. 5. Diagrama Fz.

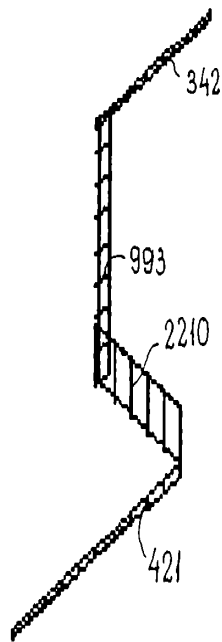


Fig. 6. Diagrama Mx.



Fig. 7. Diagrama My.

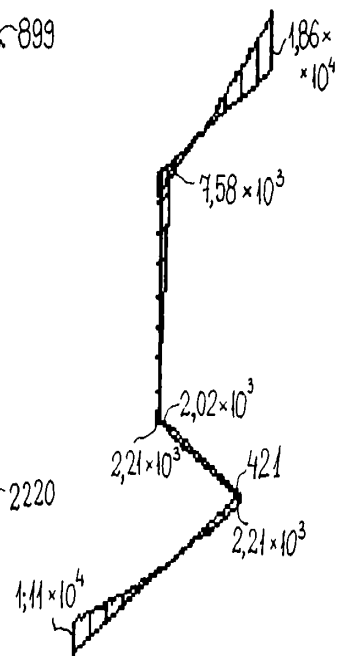


Fig. 8. Diagrama Mz.

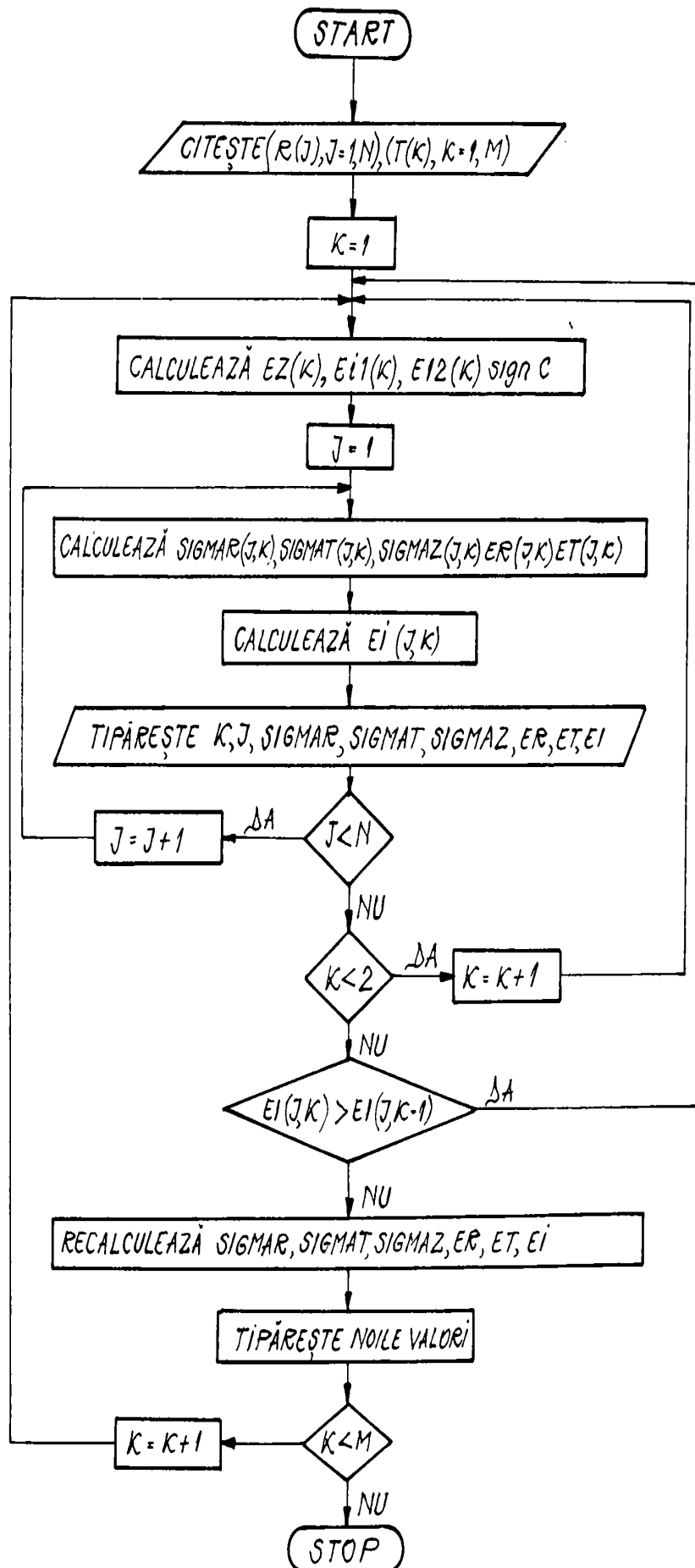
### L.8.2.3

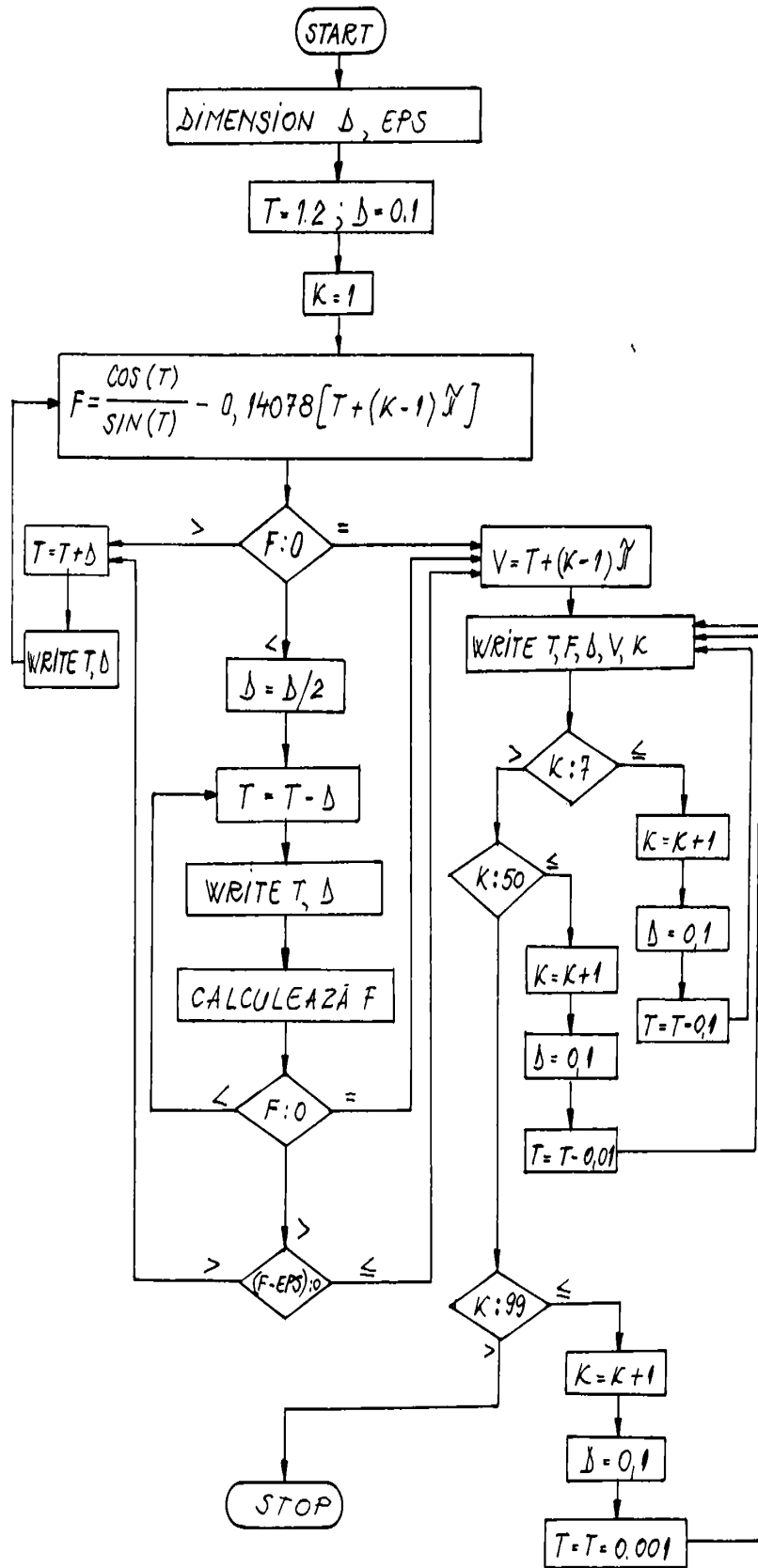
#### STRESS EVALUATION FOR STATIC ANALYSIS

STRESS OUTPUT FOR BEAN ELEMENT GROUP 1 CASE NO. 1

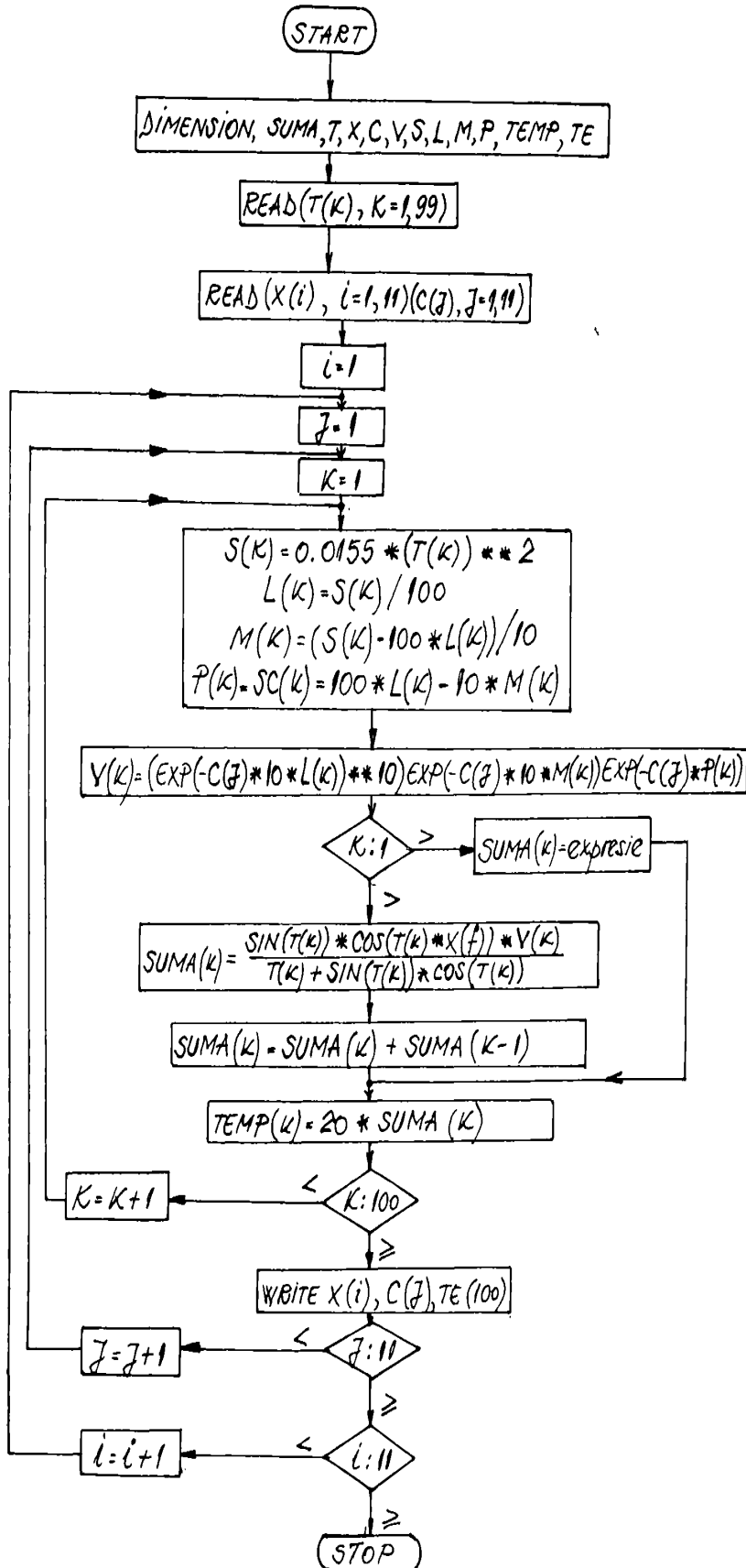
| ELEMENT NUMBER | FORCES        |            | MOMENTS                 |            | STRESSES           |            |
|----------------|---------------|------------|-------------------------|------------|--------------------|------------|
|                | NODE1         | NODE2      | NODE1                   | NODE2      | NODE1              | NODE2      |
| 1              | [ 1 , 2 ]     |            |                         |            |                    |            |
|                | Pr=-.2145E+04 | .2145E+04  | Tr=-.3425E+03           | .3425E+03  | (P/A) =-.8187E+05  | .8187E+05  |
|                | Vs= .1583E+05 | -.1506E+05 | Ms=-.8997E+03           | .6292E+03  | (Ms/Ss)=-.6488E+06 | .4537E+06  |
|                | Vt= .9467E+03 | -.9467E+03 | Mt= .1867E+05           | -.1426E+05 | (Mt/St)= .1346E+08 | -.1028E+08 |
|                |               |            | (Tr*CTOR/Jp)=-.1235E+06 | .1235E+06  | Smax = .1403E+08   | .1082E+08  |
|                |               |            |                         |            | Smin =-.1419E+08   | -.1065E+08 |
| 7              | [ 7 , 8 ]     |            |                         |            |                    |            |
|                | Pr=-.2145E+04 | .2145E+04  | Tr=-.3425E+03           | .3425E+03  | (P/A) =-.8186E+05  | .8186E+05  |
|                | Vs= .1119E+05 | -.1042E+05 | Ms= .7231E+03           | -.9936E+03 | (Ms/Ss)= .5214E+06 | -.7164E+06 |
|                | Vt= .9466E+03 | -.9466E+03 | Mt=-.4493E+04           | .7582E+04  | (Mt/St)=-.3240E+07 | .5467E+07  |
|                |               |            | (Tr*CTOR/Jp)=-.1235E+06 | .1235E+06  | Smax = .3680E+07   | .6265E+07  |
|                |               |            |                         |            | Smin =-.3843E+07   | -.6101E+07 |
| 8              | [ 8 , 10 ]    |            |                         |            |                    |            |
|                | Pr=-.1042E+05 | .9576E+04  | Tr=-.9936E+03           | .9936E+03  | (P/A) =-.3978E+06  | .3655E+06  |
|                | Vs=-.2145E+04 | .2145E+04  | Ms=-.3425E+03           | .4666E+02  | (Ms/Ss)=-.2470E+06 | .3365E+05  |
|                | Vt= .9466E+03 | -.9466E+03 | Mt=-.7582E+04           | .6911E+04  | (Mt/St)=-.5467E+07 | .4984E+07  |
|                |               |            | (Tr*CTOR/Jp)=-.3582E+06 | .3582E+06  | Smax = .5316E+07   | .5383E+07  |
|                |               |            |                         |            | Smin =-.6112E+07   | -.4652E+07 |
| 15             | [ 16 , 17 ]   |            |                         |            |                    |            |
|                | Pr=-.4505E+04 | .3659E+04  | Tr=-.9936E+03           | .9936E+03  | (P/A) =-.1719E+06  | .1397E+06  |
|                | Vs=-.2145E+04 | .2145E+04  | Ms= .1728E+04           | -.2024E+04 | (Ms/Ss)= .1246E+07 | -.1460E+07 |
|                | Vt= .9466E+03 | -.9466E+03 | Mt=-.2890E+04           | .2219E+04  | (Mt/St)=-.2084E+07 | .1600E+07  |
|                |               |            | (Tr*CTOR/Jp)=-.3582E+06 | .3582E+06  | Smax = .3158E+07   | .3200E+07  |
|                |               |            |                         |            | Smin =-.3502E+07   | -.2920E+07 |
| 16             | [ 17 , 19 ]   |            |                         |            |                    |            |
|                | Pr=-.9466E+03 | .9466E+03  | Tr= .2219E+04           | -.2219E+04 | (P/A) =-.3613E+05  | .3613E+05  |
|                | Vs= .3659E+04 | -.2848E+04 | Ms= .9936E+03           | -.3501E+03 | (Ms/Ss)= .7164E+06 | -.2525E+06 |
|                | Vt=-.2145E+04 | .2145E+04  | Mt= .2024E+04           | -.1048E+04 | (Mt/St)= .1460E+07 | -.7558E+06 |
|                |               |            | (Tr*CTOR/Jp)= .8002E+06 | -.8002E+06 | Smax = .2140E+07   | .1044E+07  |
|                |               |            |                         |            | Smin =-.2212E+07   | -.9721E+06 |
| 20             | [ 22 , 23 ]   |            |                         |            |                    |            |
|                | Pr=-.9466E+03 | .9466E+03  | Tr= .2219E+04           | -.2219E+04 | (P/A) =-.3613E+05  | .3613E+05  |
|                | Vs= .4132E+03 | .3983E+03  | Ms=-.1580E+04           | .2224E+04  | (Ms/Ss)=-.1139E+07 | .1603E+07  |
|                | Vt=-.2145E+04 | .2145E+04  | Mt=-.4194E+03           | .4216E+03  | (Mt/St)=-.3024E+06 | .3040E+06  |
|                |               |            | (Tr*CTOR/Jp)= .8002E+06 | -.8002E+06 | Smax = .1406E+07   | .1944E+07  |
|                |               |            |                         |            | Smin =-.1478E+07   | -.1871E+07 |
| 21             | [ 23 , 24 ]   |            |                         |            |                    |            |
|                | Pr=-.2145E+04 | .2145E+04  | Tr=-.4216E+03           | .4216E+03  | (P/A) =-.8186E+05  | .8186E+05  |
|                | Vs=-.3983E+03 | .1210E+04  | Ms=-.2224E+04           | .1940E+04  | (Ms/Ss)=-.1603E+07 | .1399E+07  |
|                | Vt= .9466E+03 | -.9466E+03 | Mt=-.2219E+04           | .1978E+04  | (Mt/St)=-.1600E+07 | .1426E+07  |
|                |               |            | (Tr*CTOR/Jp)=-.1520E+06 | .1520E+06  | Smax = .3122E+07   | .2907E+07  |
|                |               |            |                         |            | Smin =-.3286E+07   | -.2743E+07 |
| 30             | [ 32 , 33 ]   |            |                         |            |                    |            |
|                | Pr=-.2145E+04 | .2145E+04  | Tr=-.4216E+03           | .4216E+03  | (P/A) =-.8187E+05  | .8187E+05  |
|                | Vs=-.7702E+04 | .8513E+04  | Ms= .3323E+03           | -.6163E+03 | (Ms/Ss)= .2396E+06 | -.4444E+06 |
|                | Vt= .9467E+03 | -.9467E+03 | Mt= .8716E+04           | -.1115E+05 | (Mt/St)= .6285E+07 | -.8038E+07 |
|                |               |            | (Tr*CTOR/Jp)=-.1520E+06 | .1520E+06  | Smax = .6442E+07   | .8565E+07  |
|                |               |            |                         |            | Smin =-.6606E+07   | -.8401E+07 |

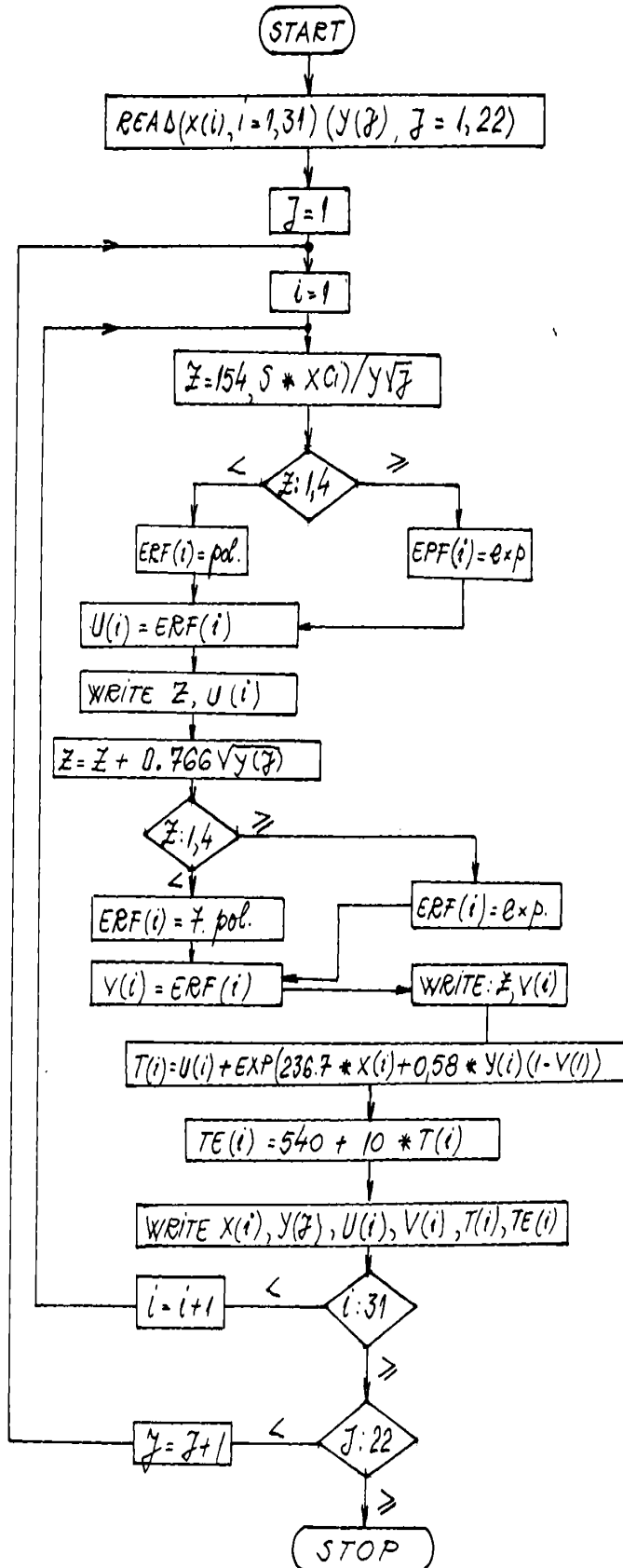
SL.8.1.

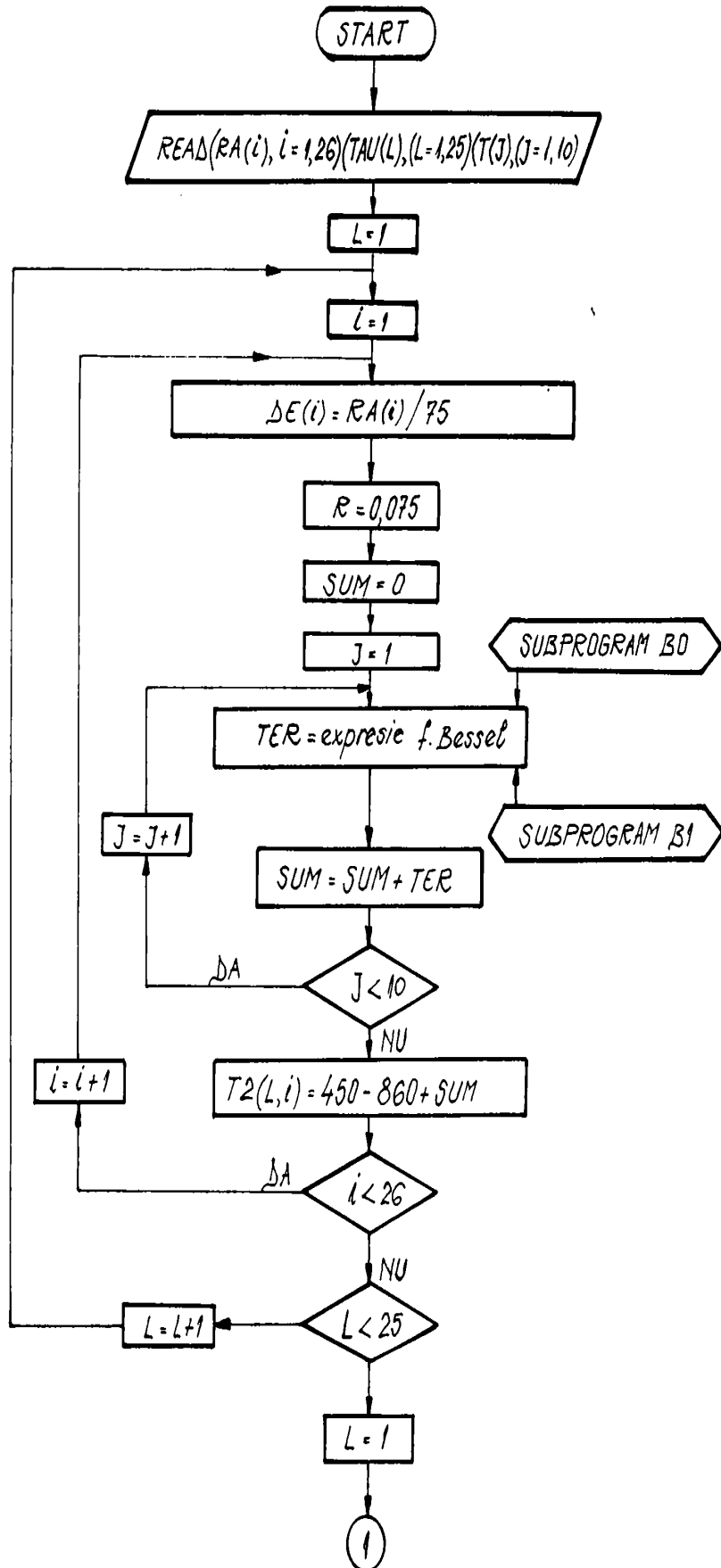


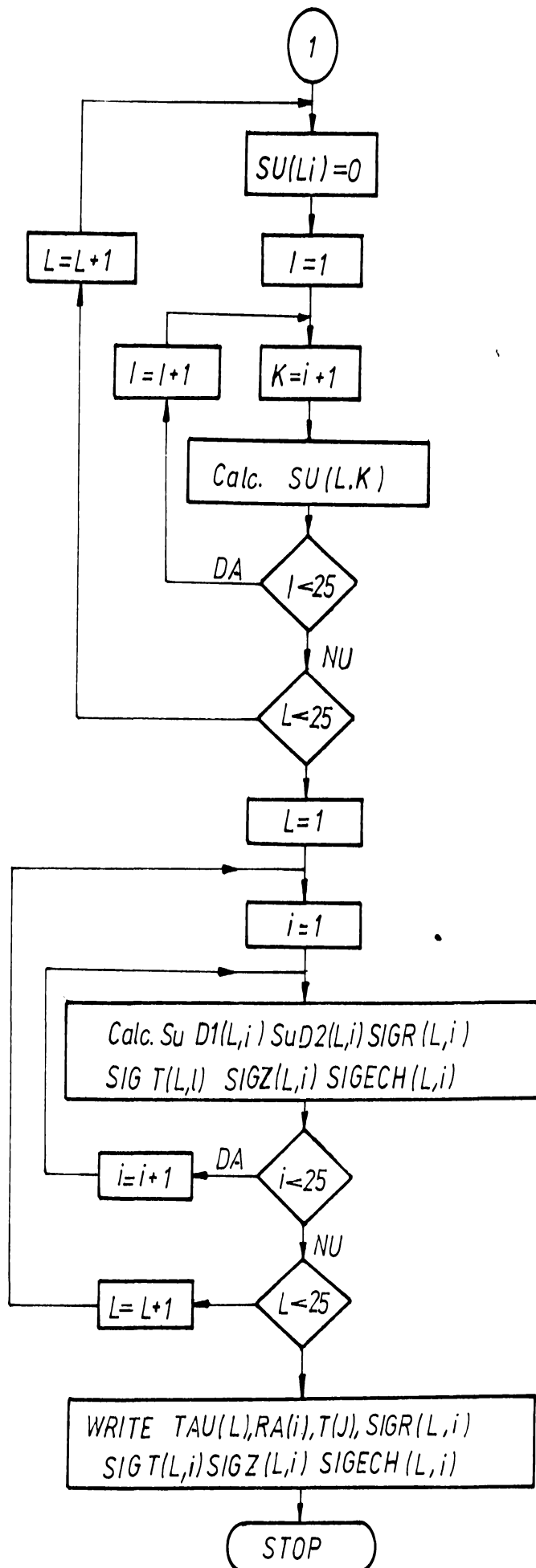


SL.8.3











# FIGURI

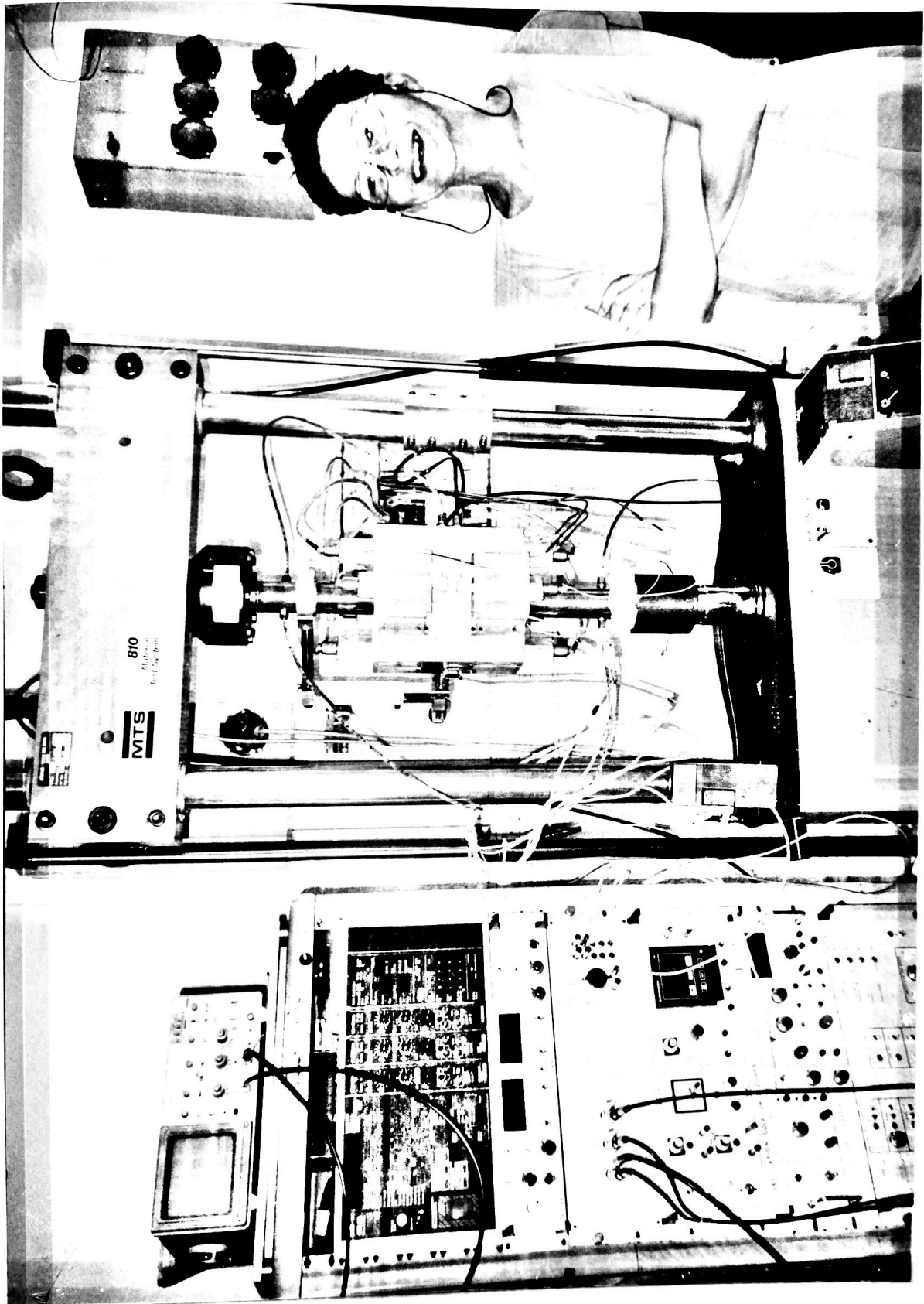
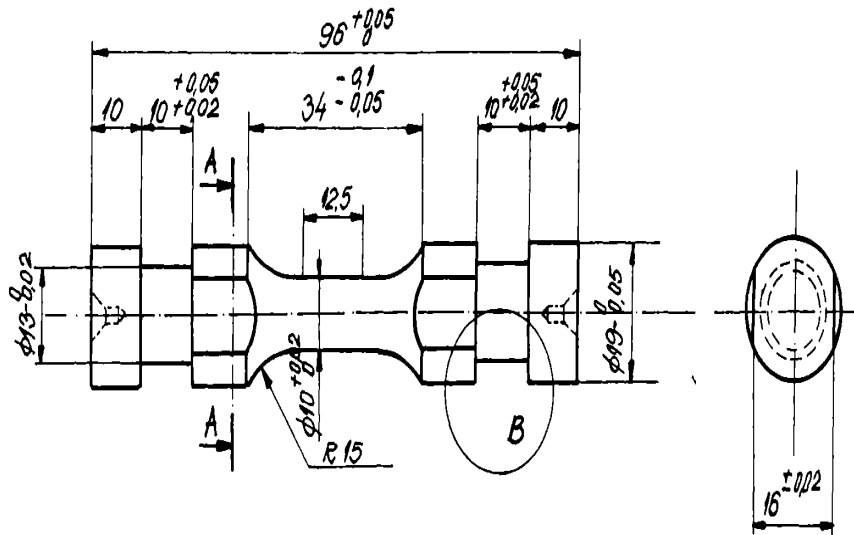


Fig.A.5.1

Universitatea tehnică  
POLITEHNICA  
Biblioteca centrală



$\phi 8^{+0.02}_0$  pentru 1CrMoV  
 $\phi 6^{+0.02}_0$  pentru 10CrMoV

Fig.A.5.2 A

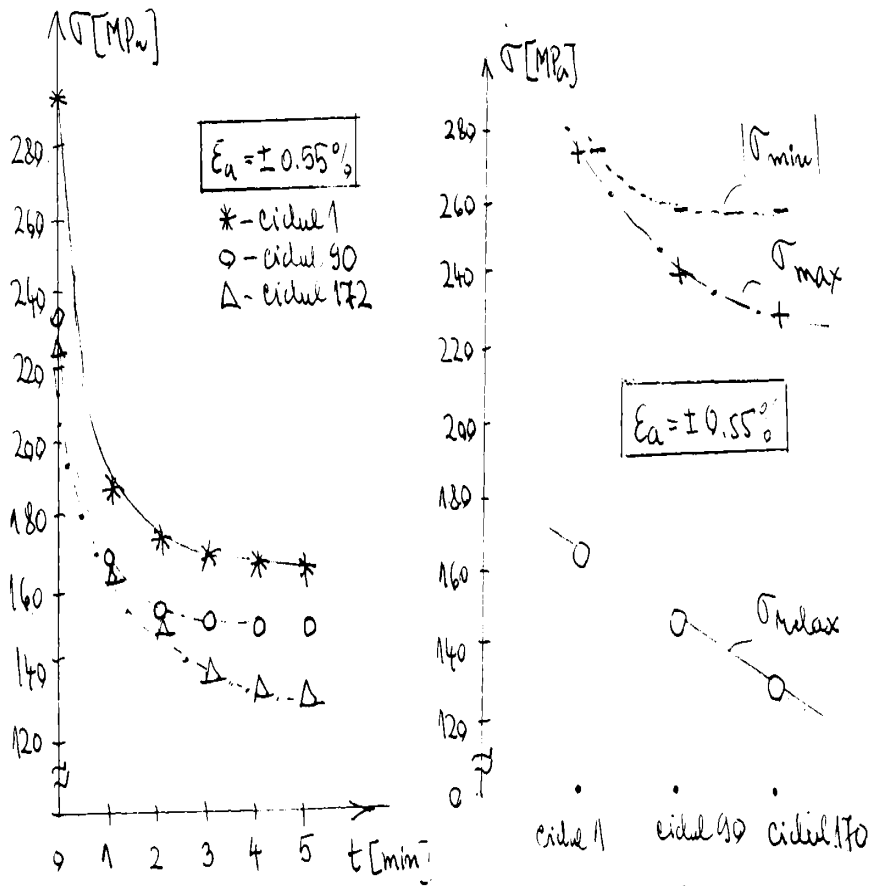


Fig.A.5.2 B

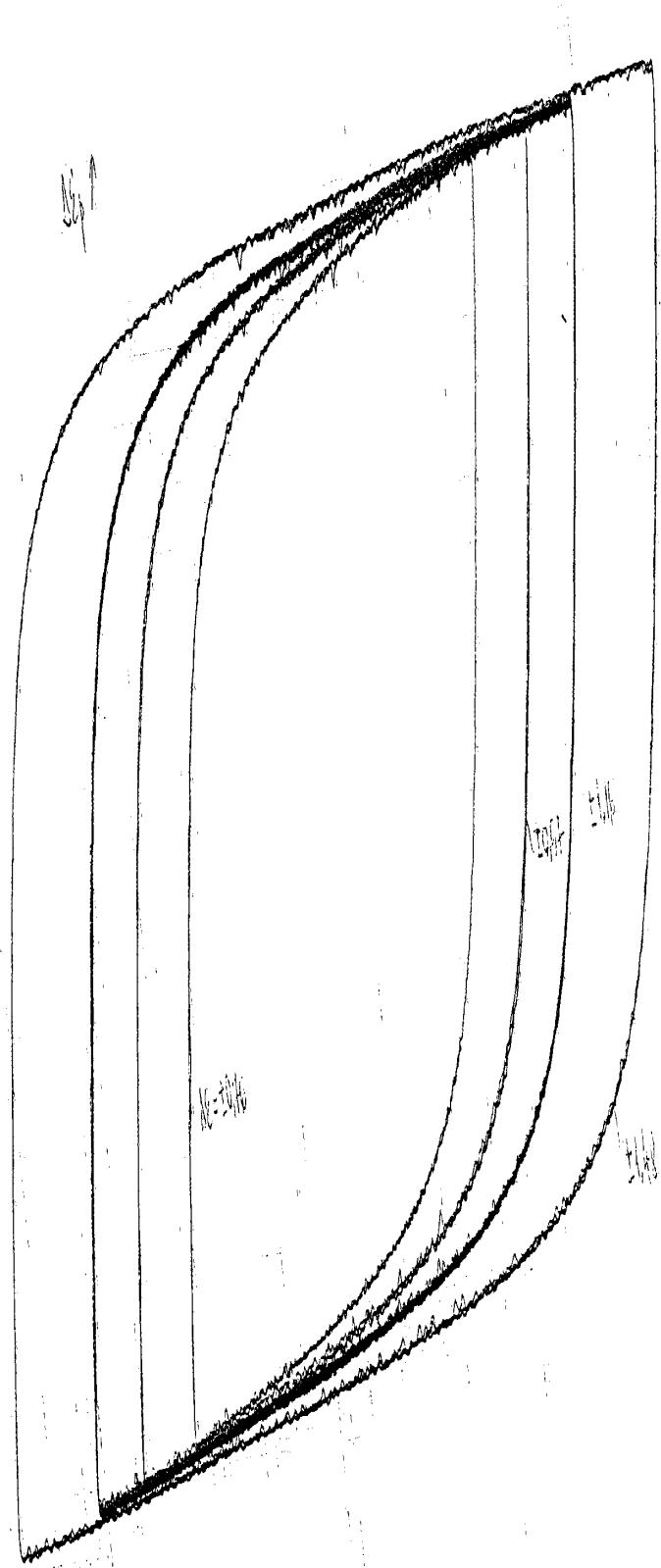


Fig.A.5.3

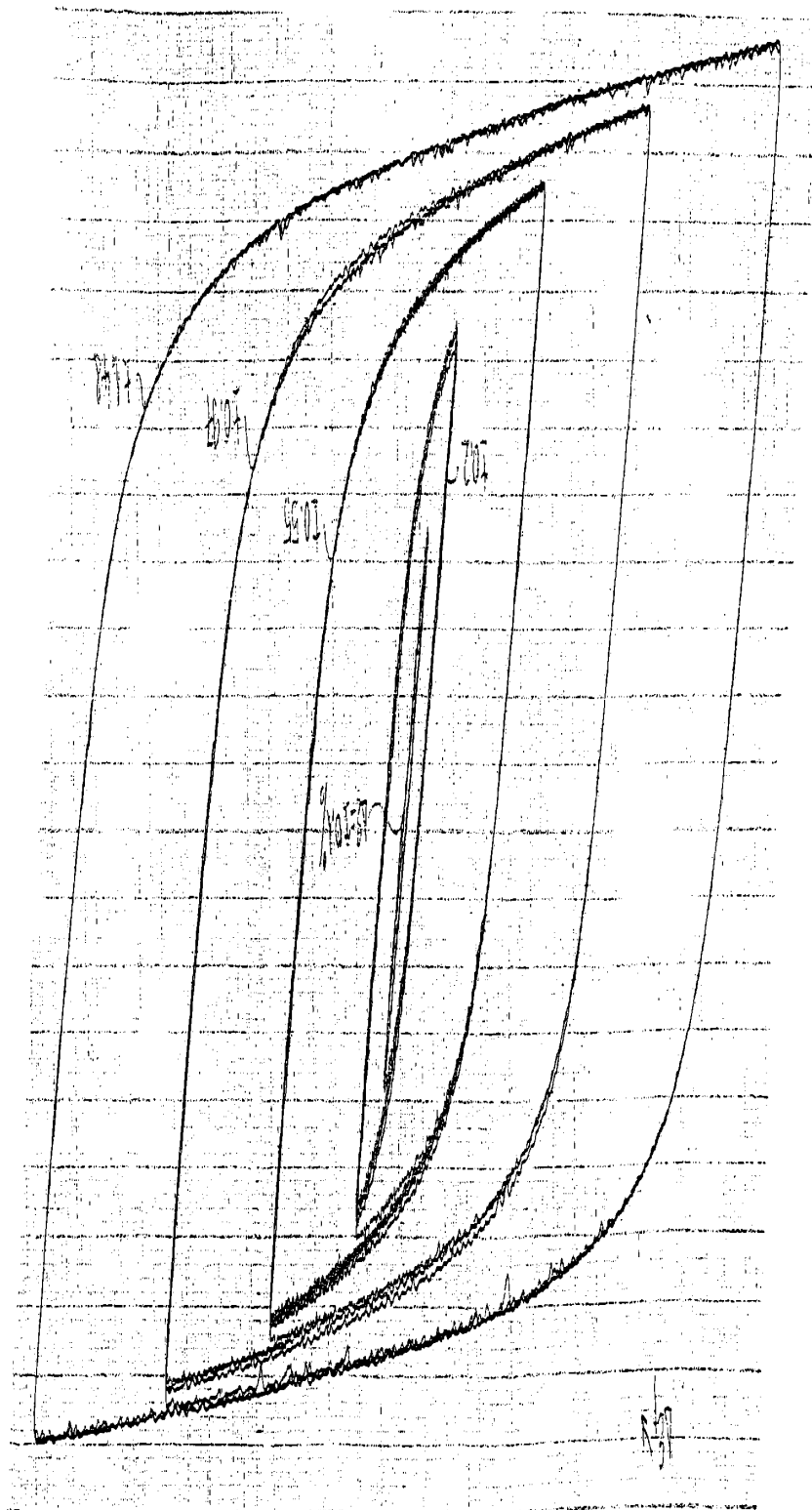


Fig.A.5.4

Fig. A.5.5

100 X 100 mv pline cells

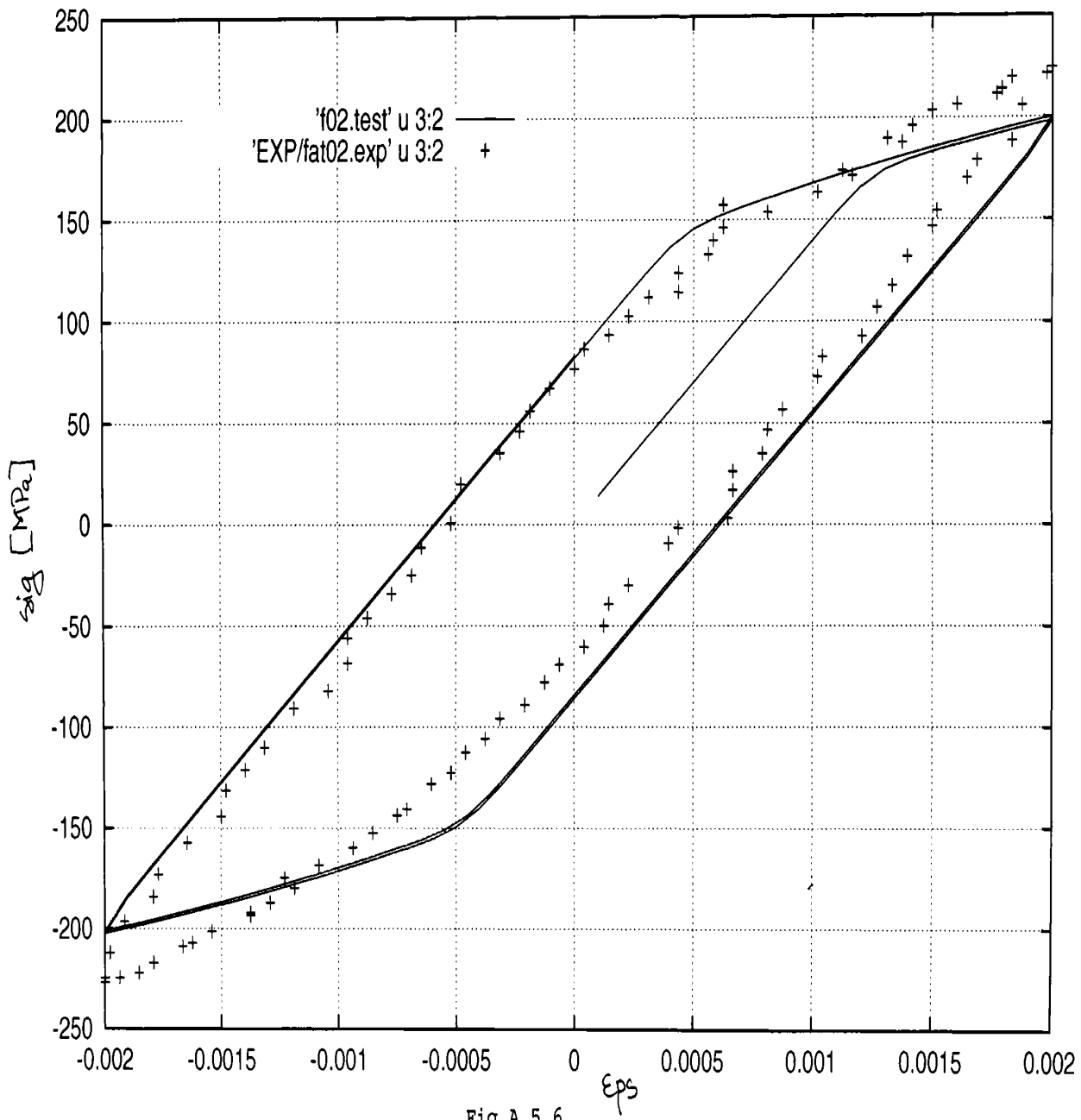
Deformation

50 X 100 mv pline cells

Charge

100 X 100 mv pline cells

SEFRAM 1 V 250 F 5 x 5



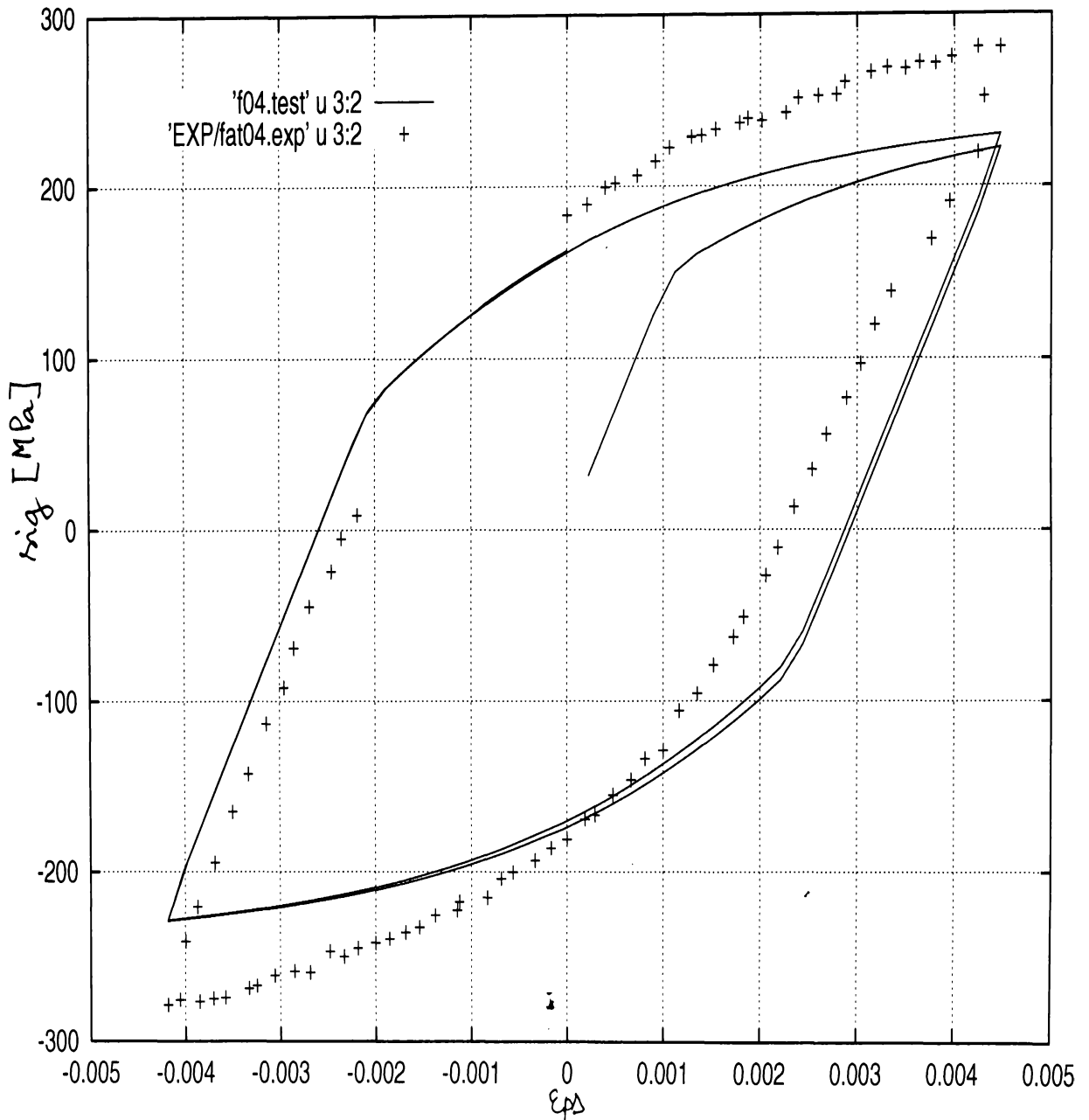
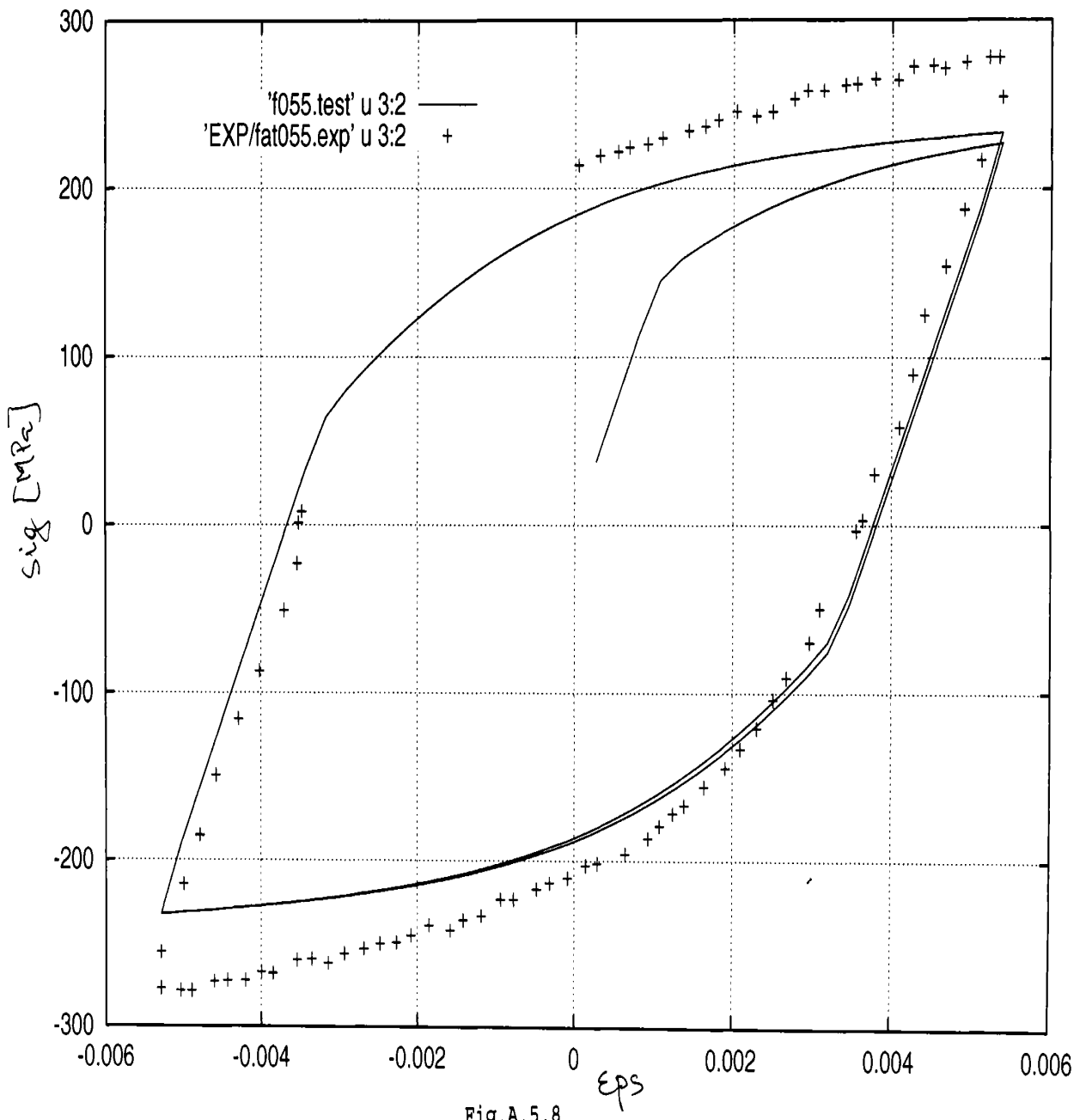


Fig.A.5.7





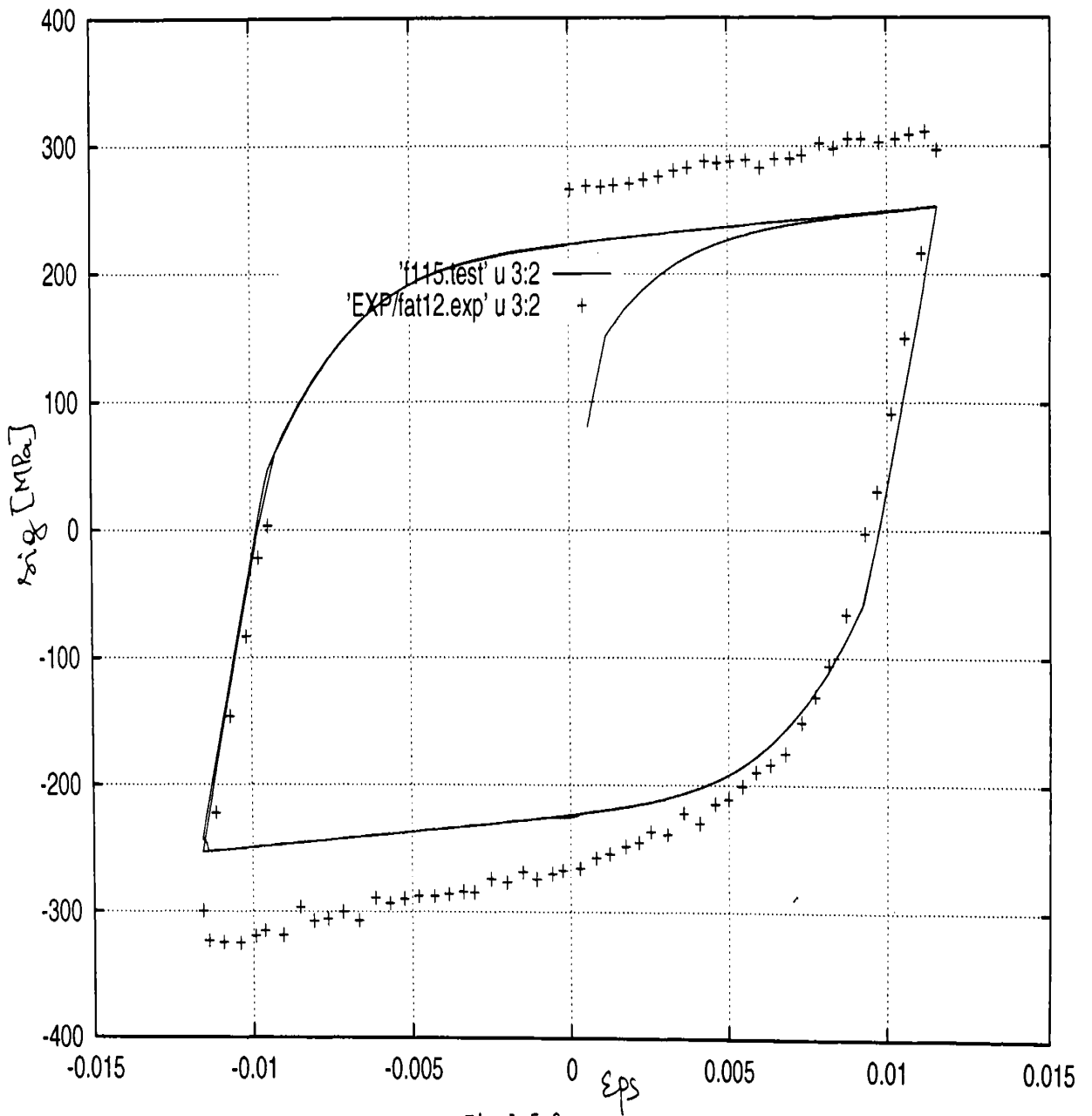
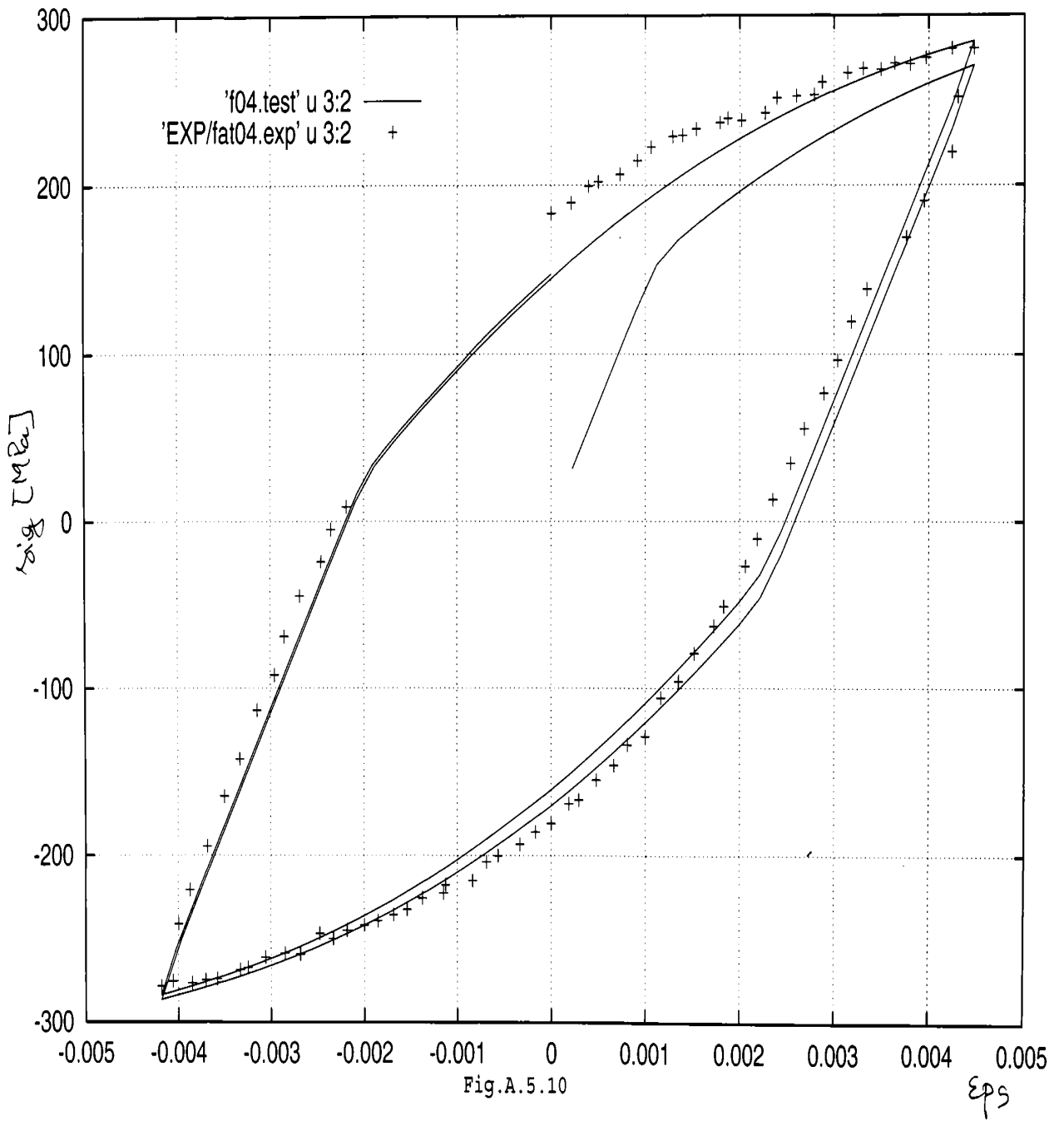


Fig.A.5.9



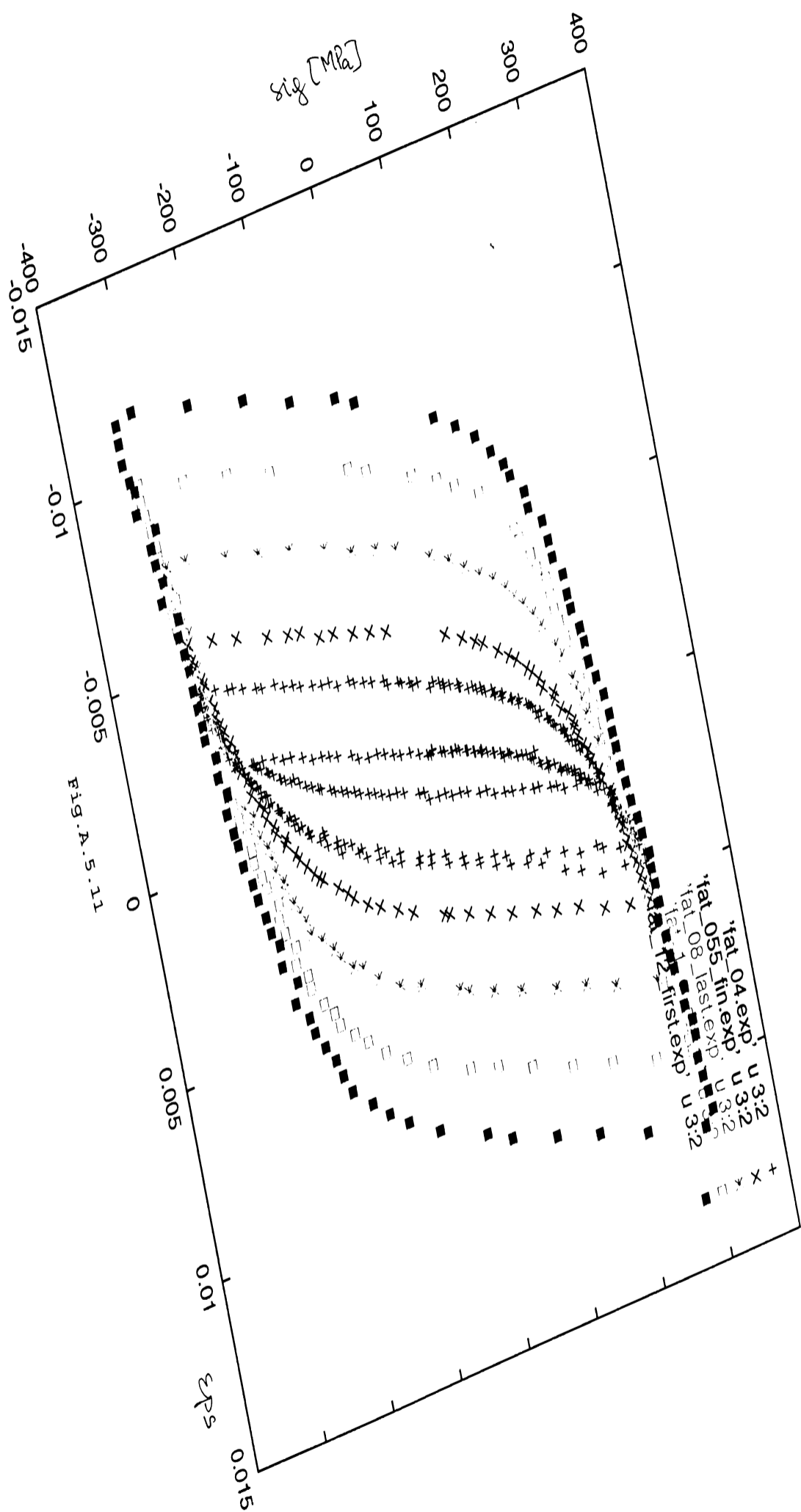
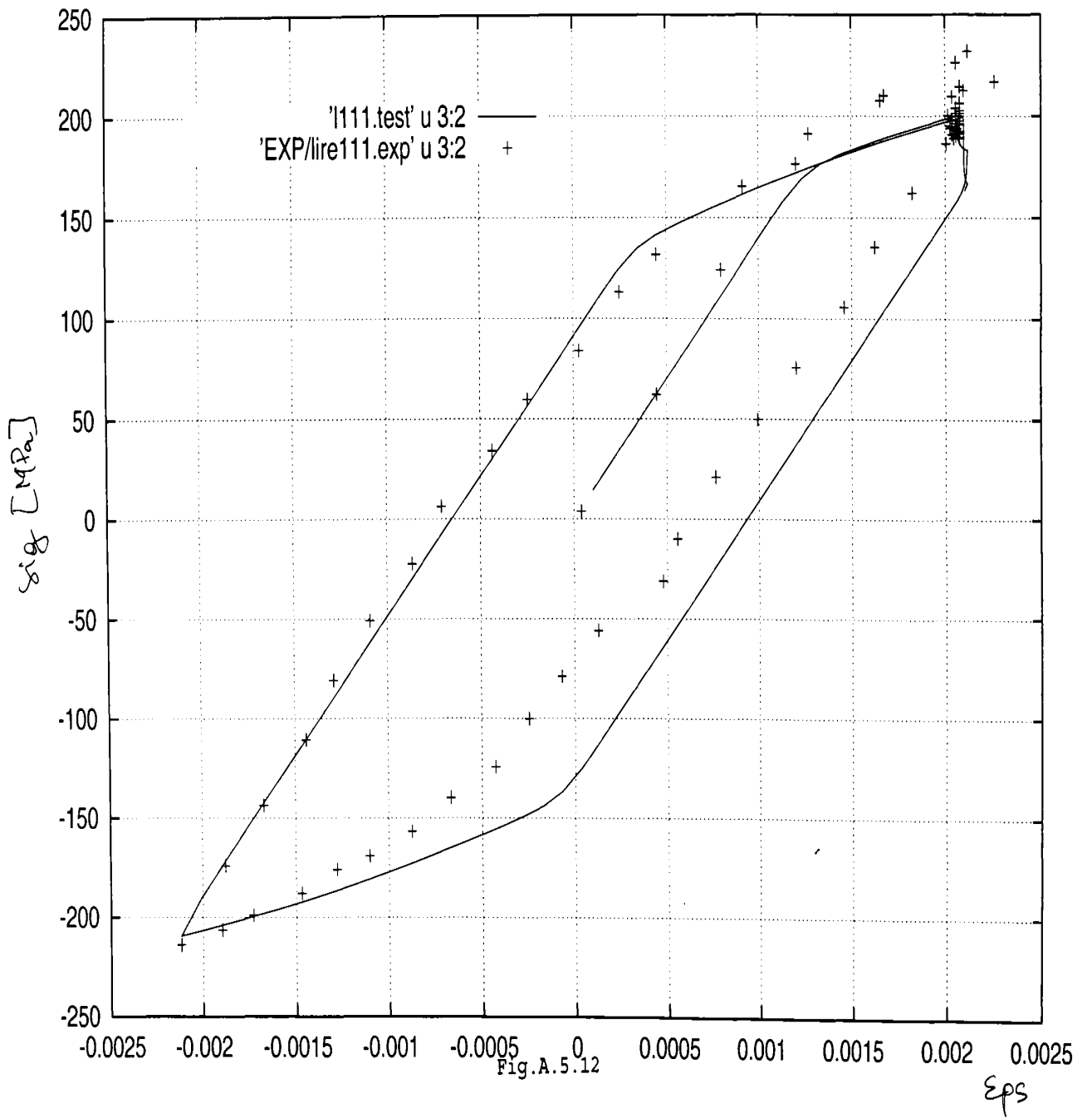


FIG. A. 5. 11



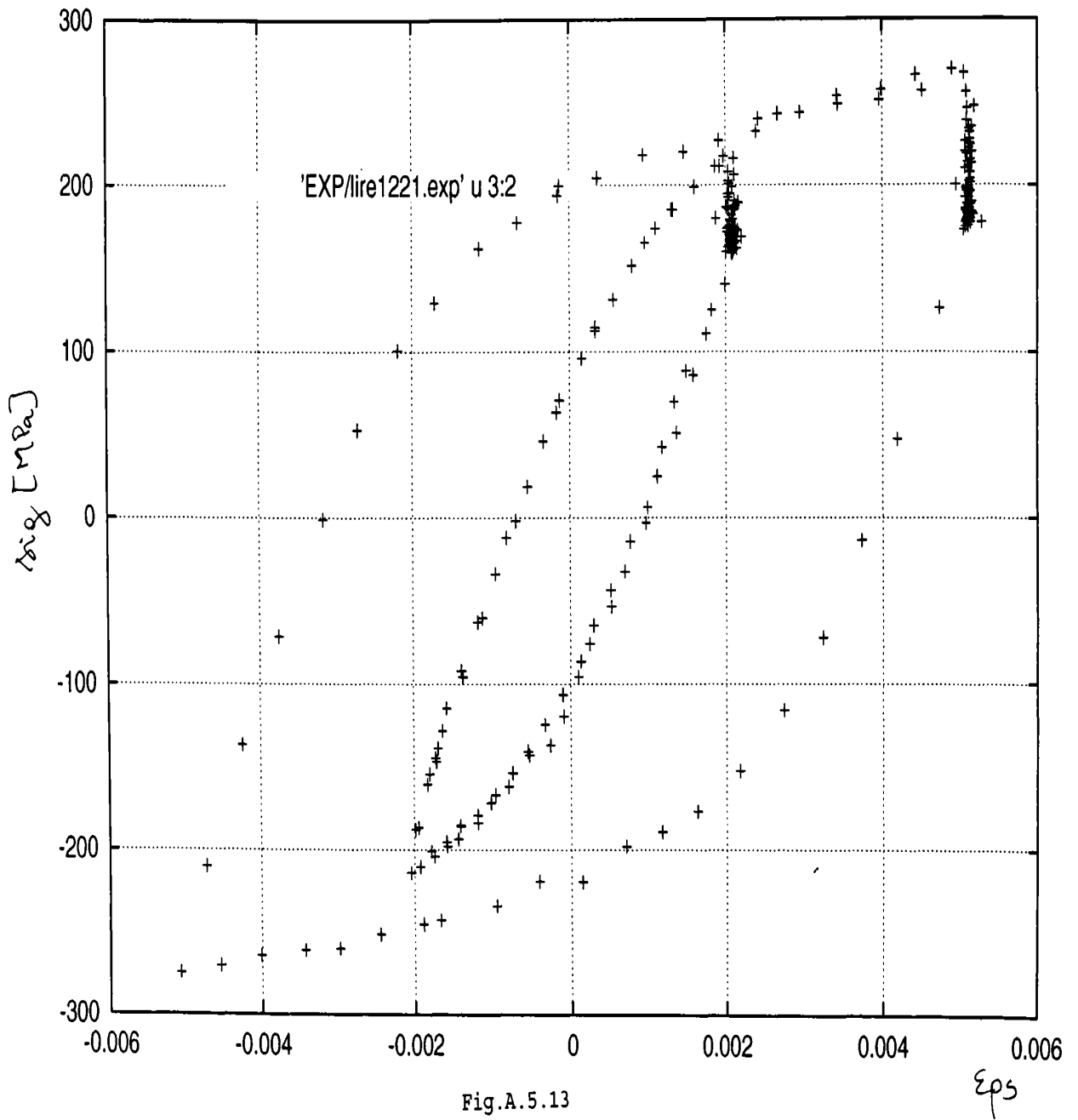
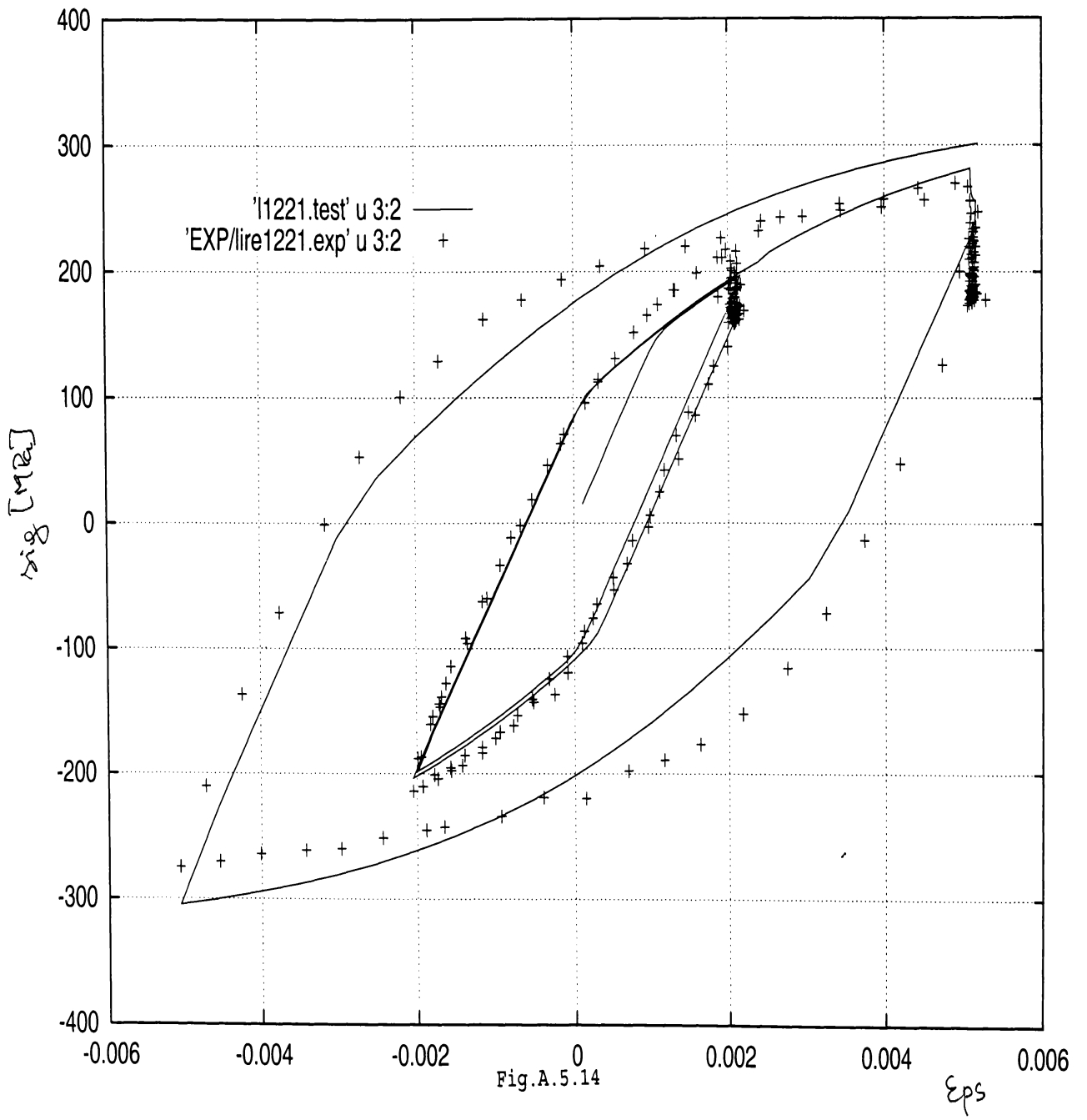
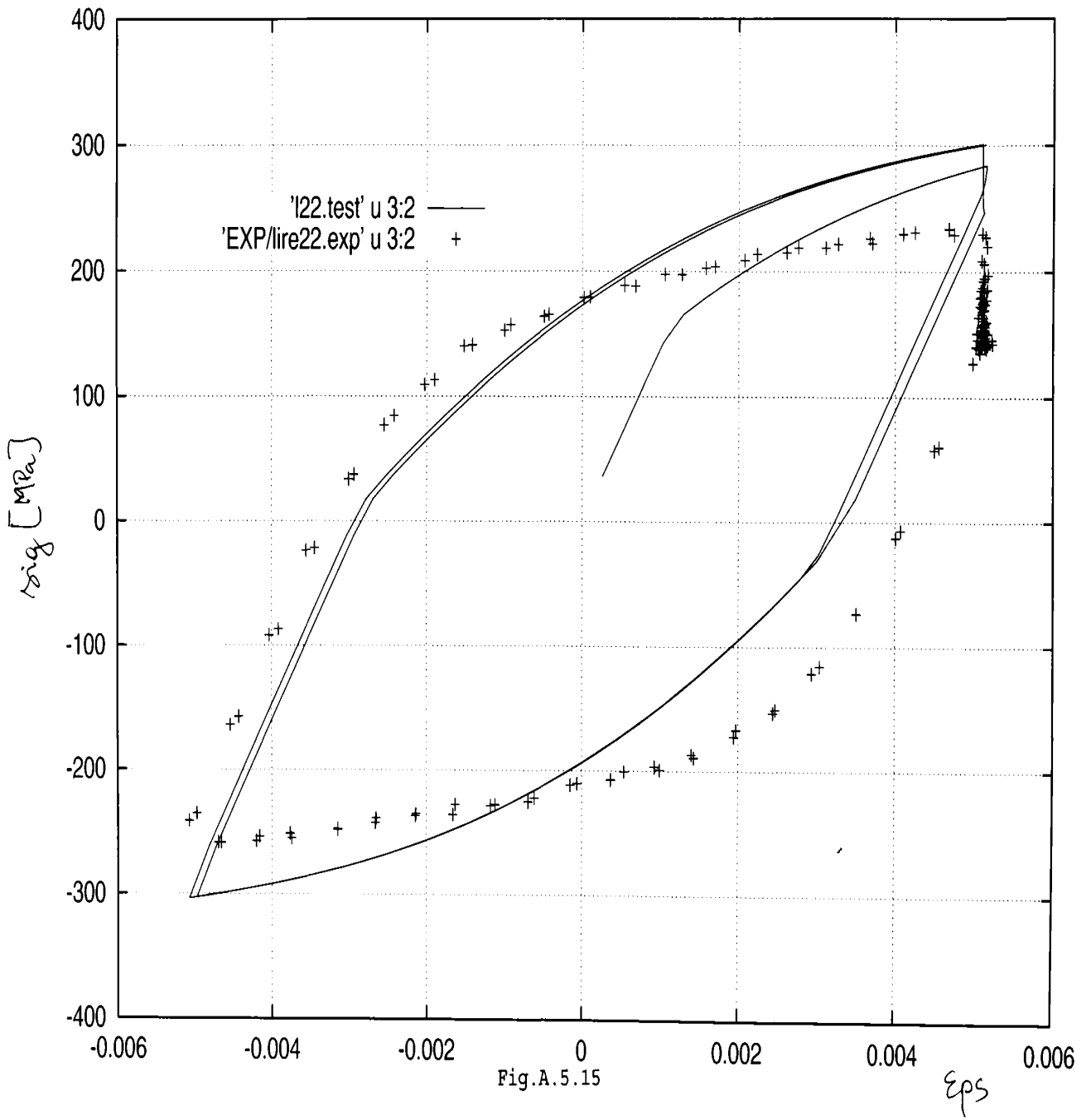
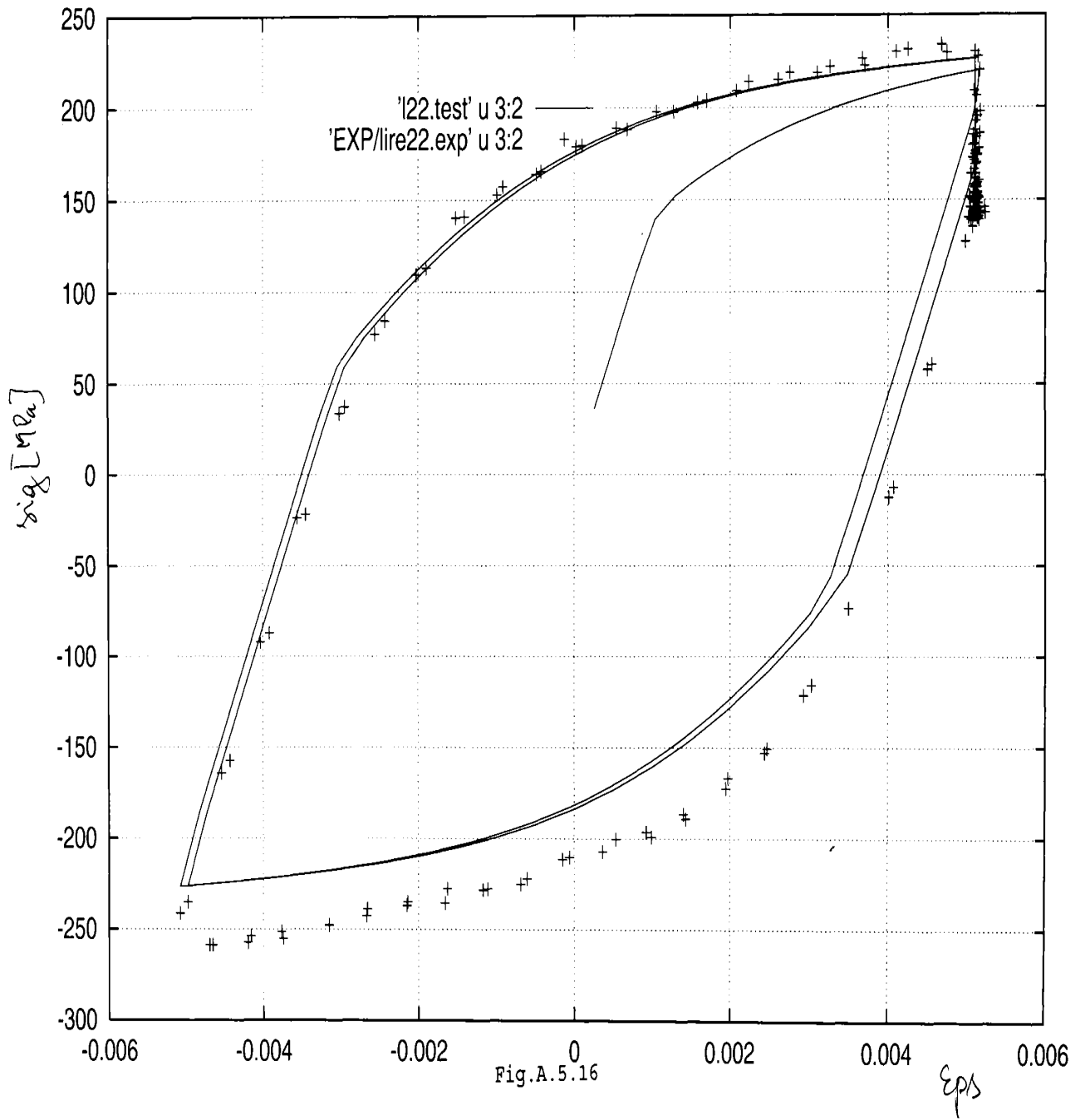


Fig.A.5.13









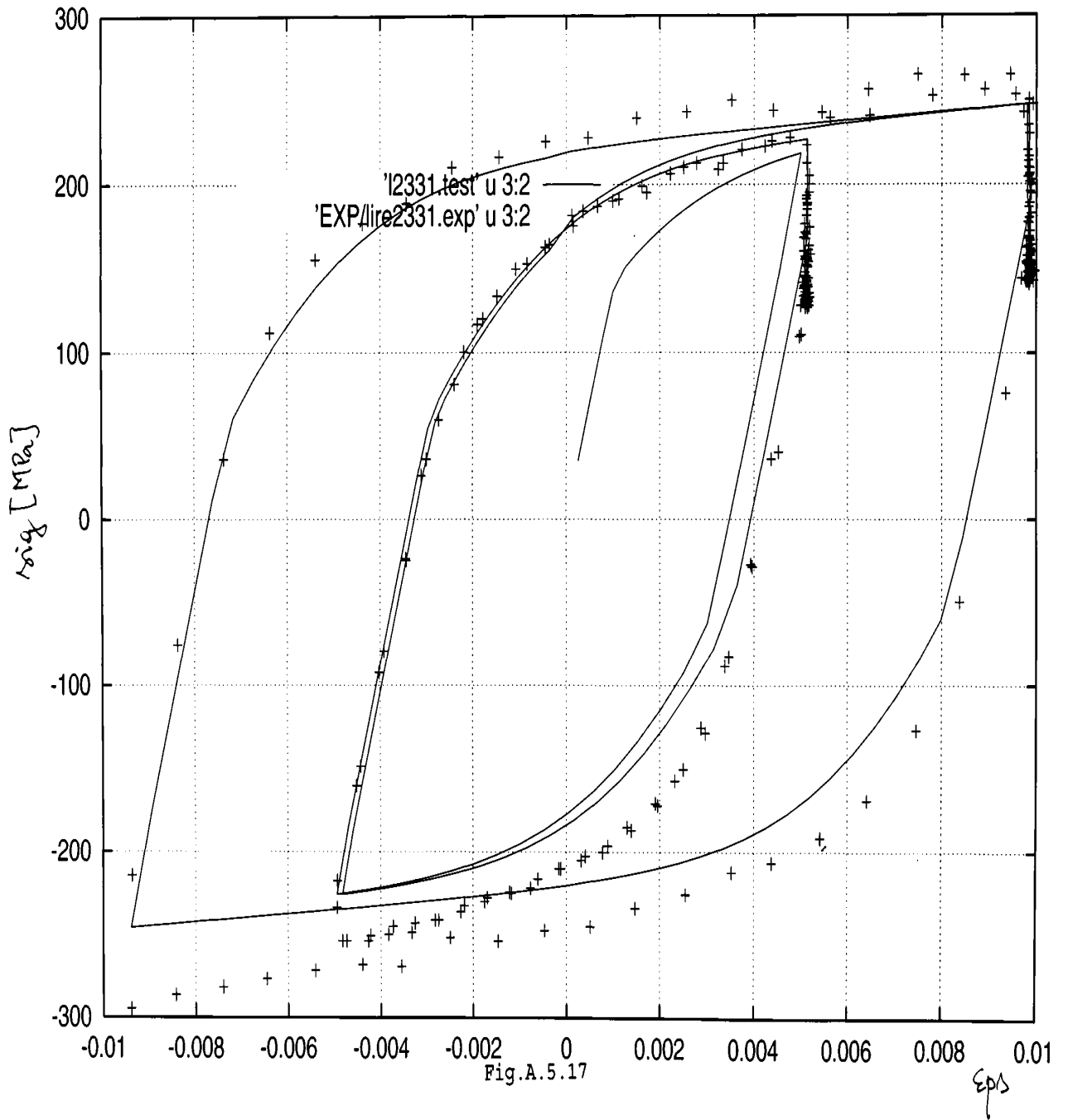


Fig.A.5.17

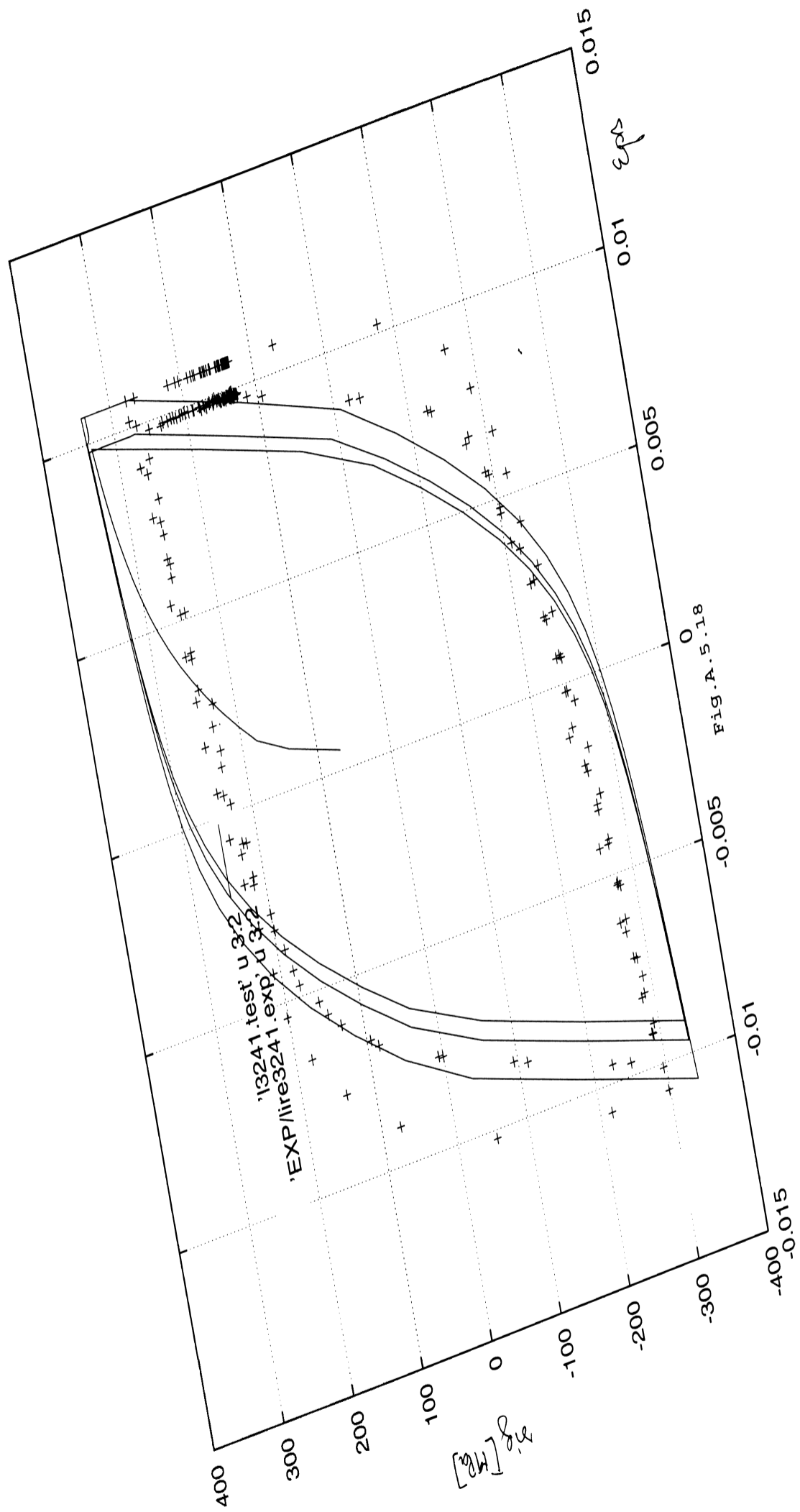


FIG. A. 5.18

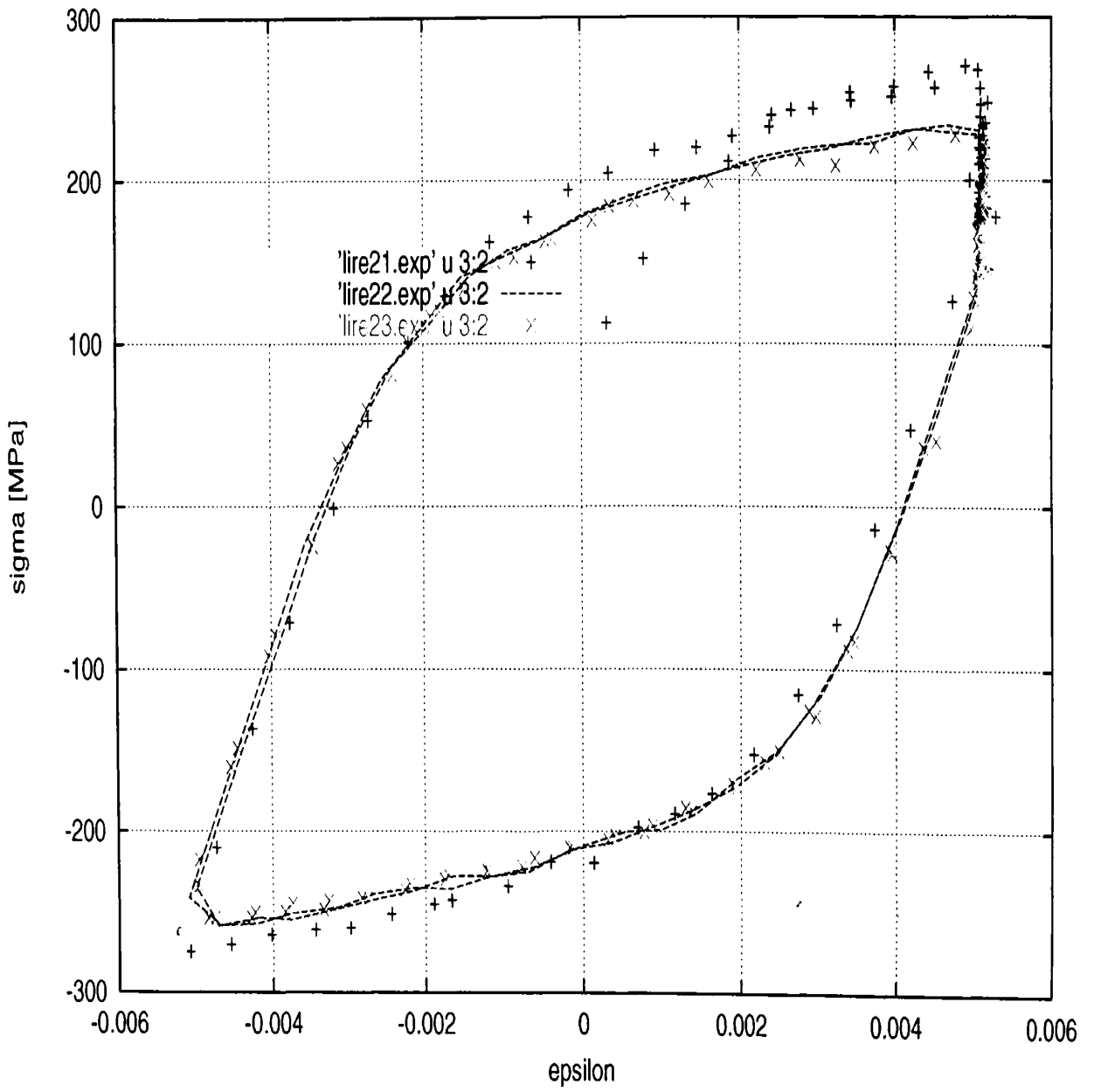


Fig.A.5.19

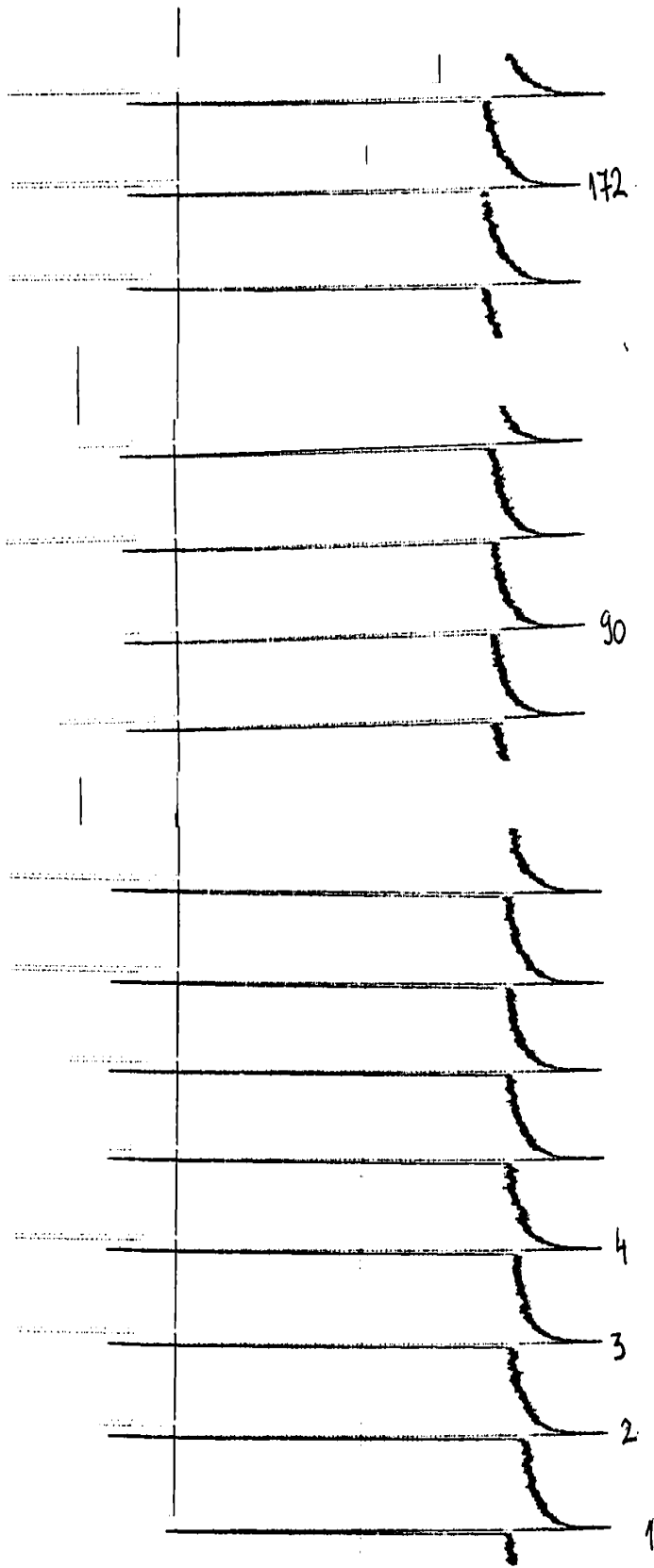


Fig.A.5.20

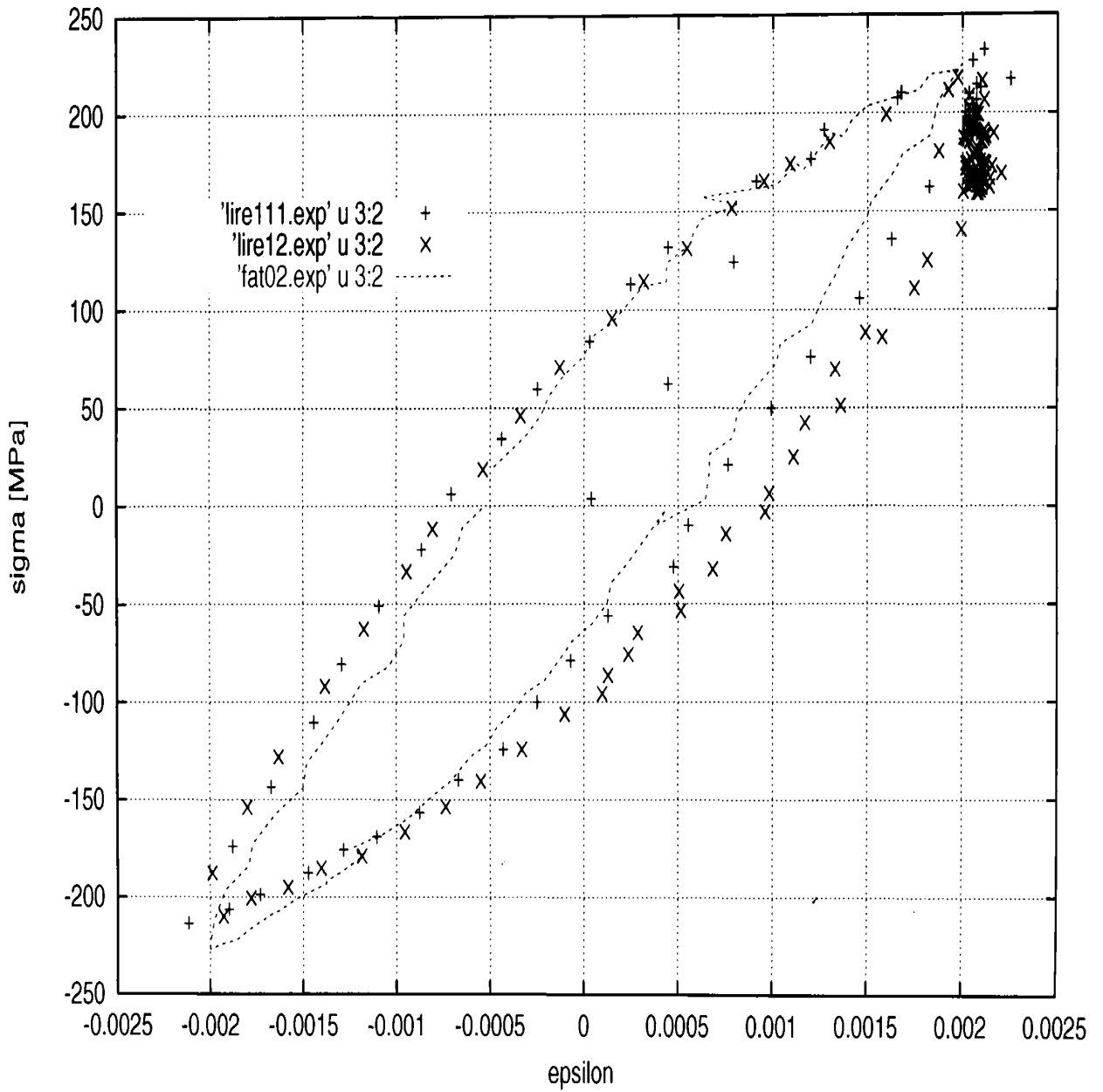


Fig.A.5.21

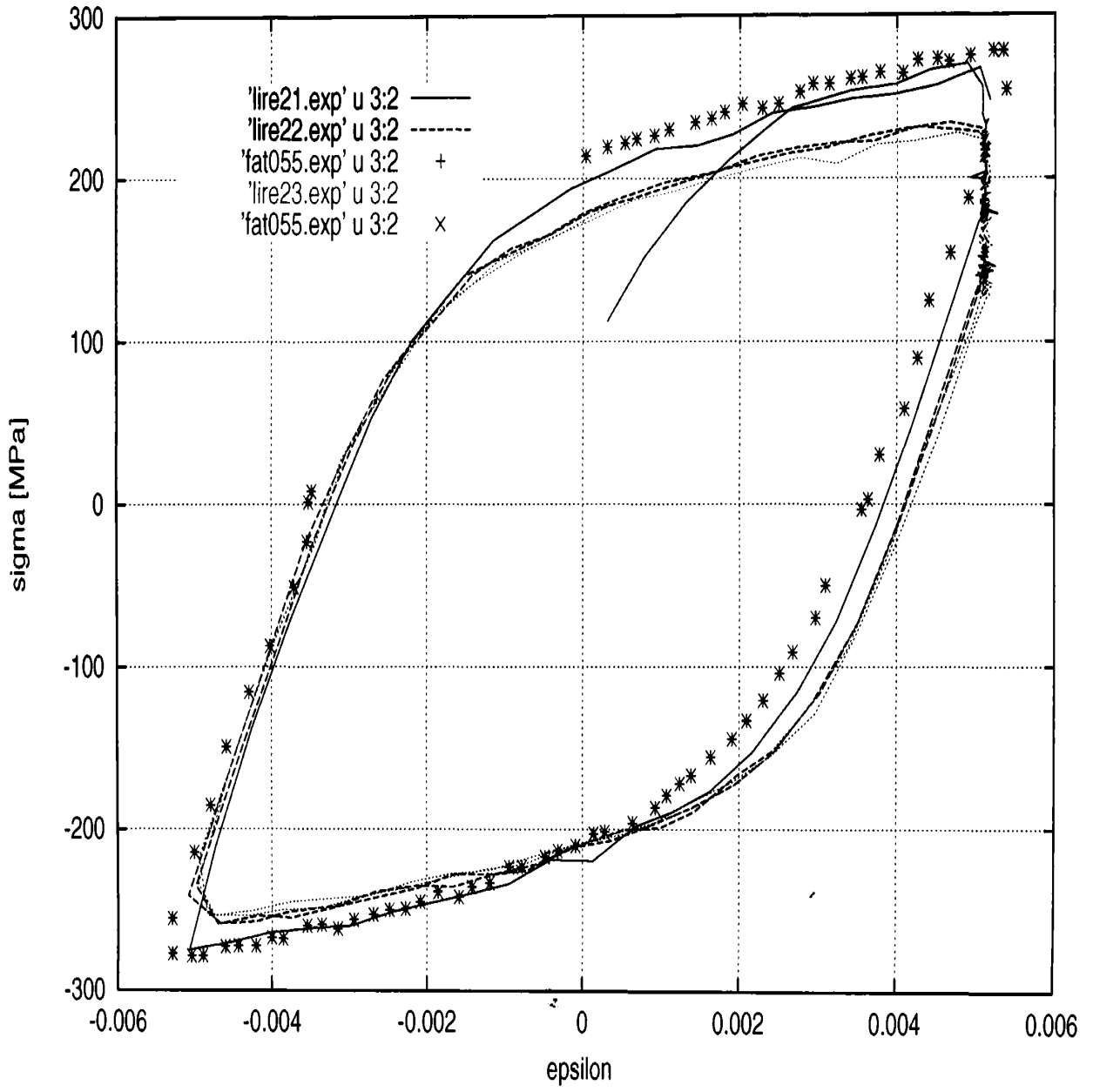
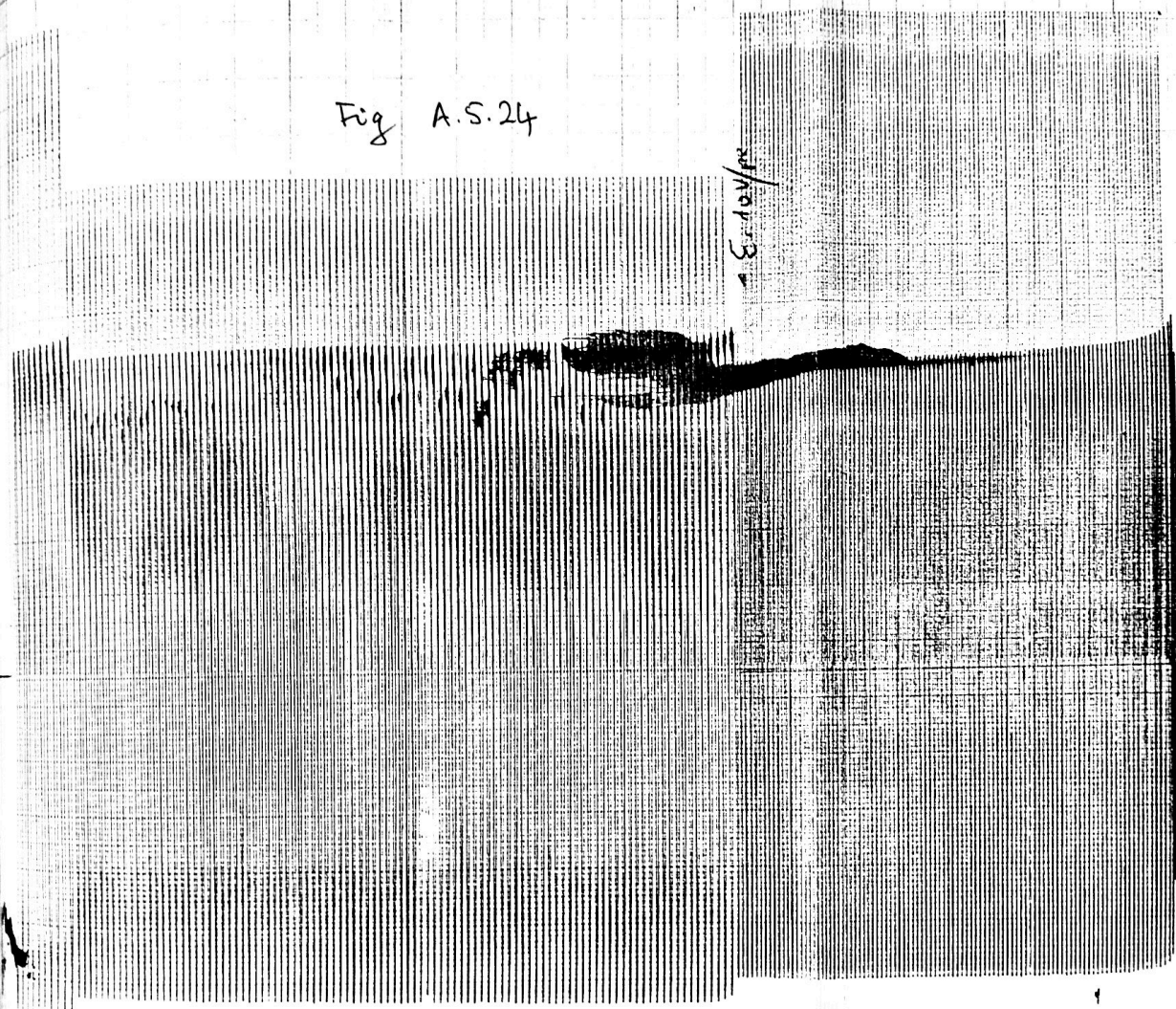


Fig.A.5.22





Fig A.S.24



2 2/3

$E_1 = +1.5\%$

N.13

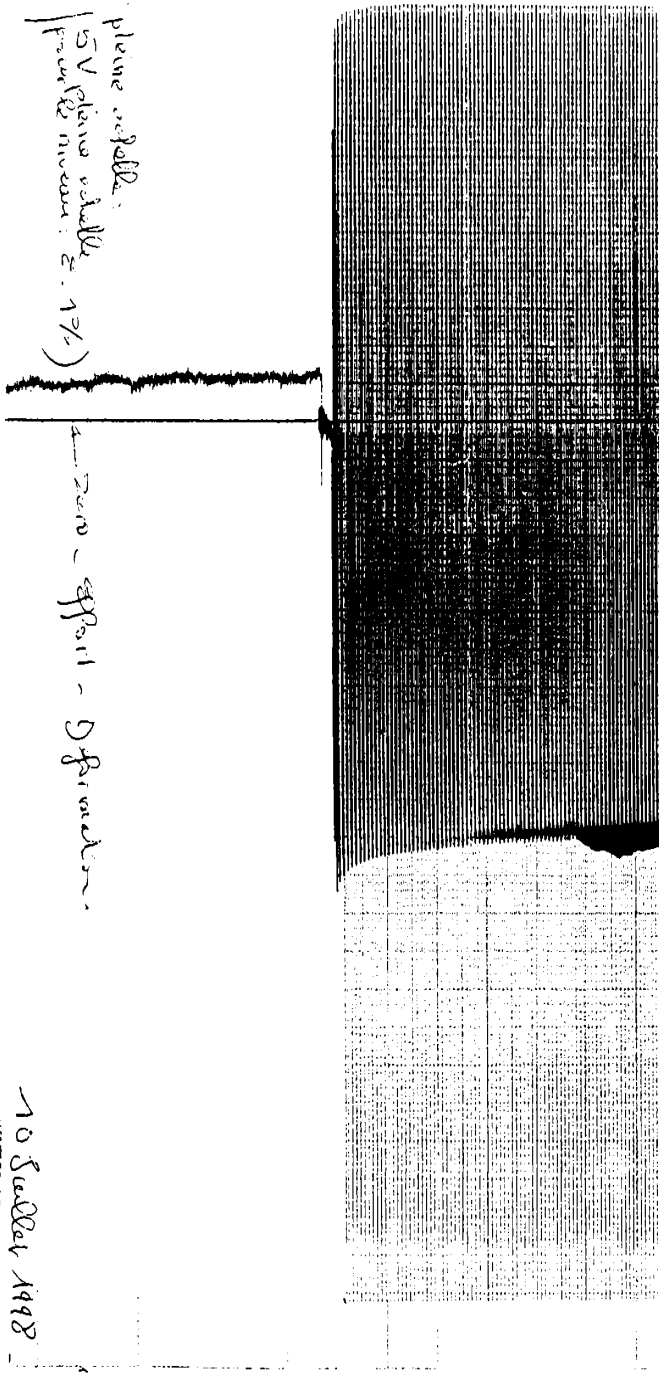
$-E_2 = +10\%$   $5\sqrt{5}$

Voie Rouge: Efforts 10V pleine échelle;  
 Voie Bleue: Déformations: 5V pleine échelle pour le niveau;  $E = 1\%$   
 Vitesse papier: 5mm/min.

← Zéro - effort - Déformation

- 2u + 10/s 5"/s"

N13



- Vaire Rouger: efforts 10V pleine échelle.
- Vaire Bleue: D'effort mesuré: 5V pleine échelle
- Vaire rouge: 5mm/min. (pour les mesures: ± 1%)

→ Zero - effort - D'effort

10 Juillet 1998

FRAM 1 V 250 F 5 x 5

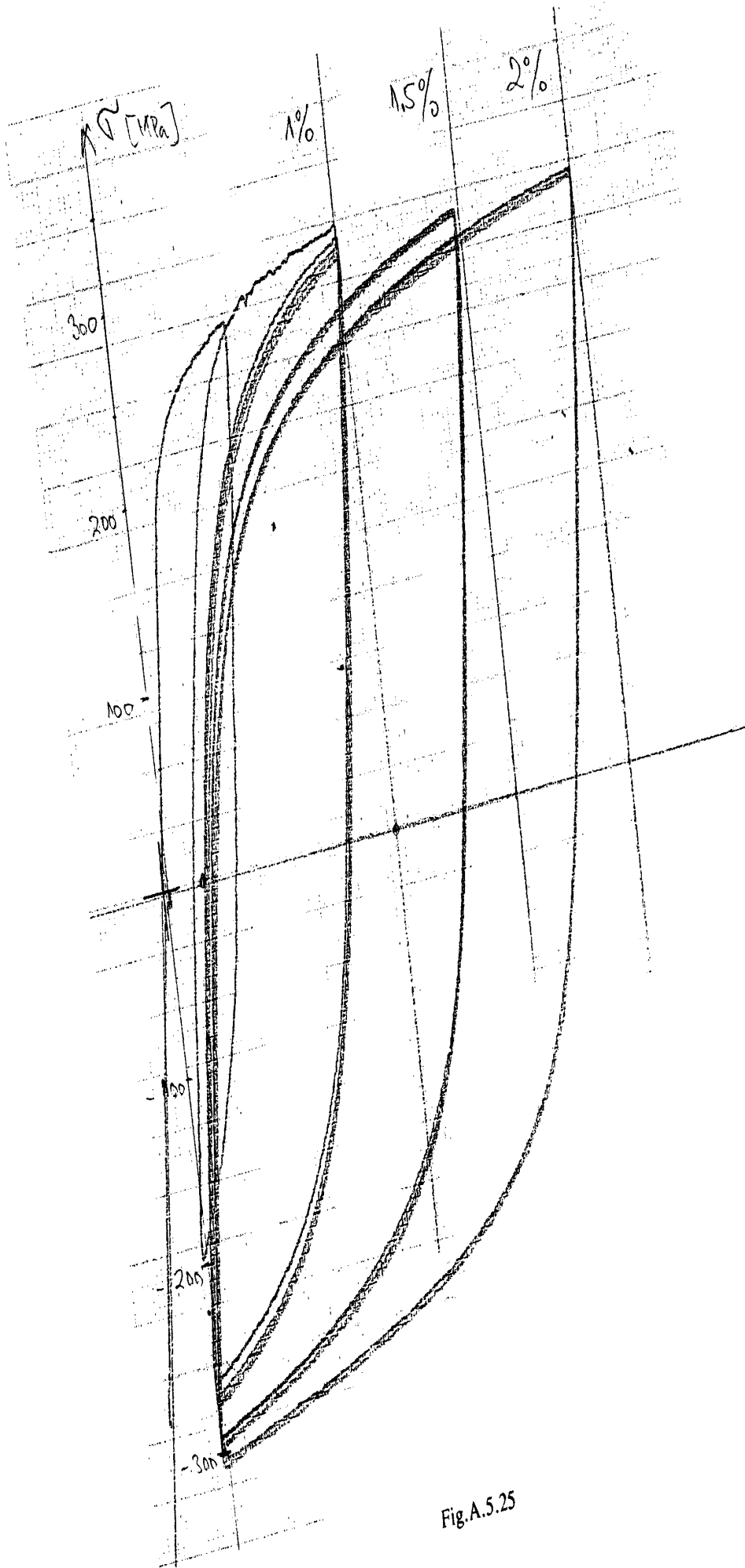


Fig.A.5.25

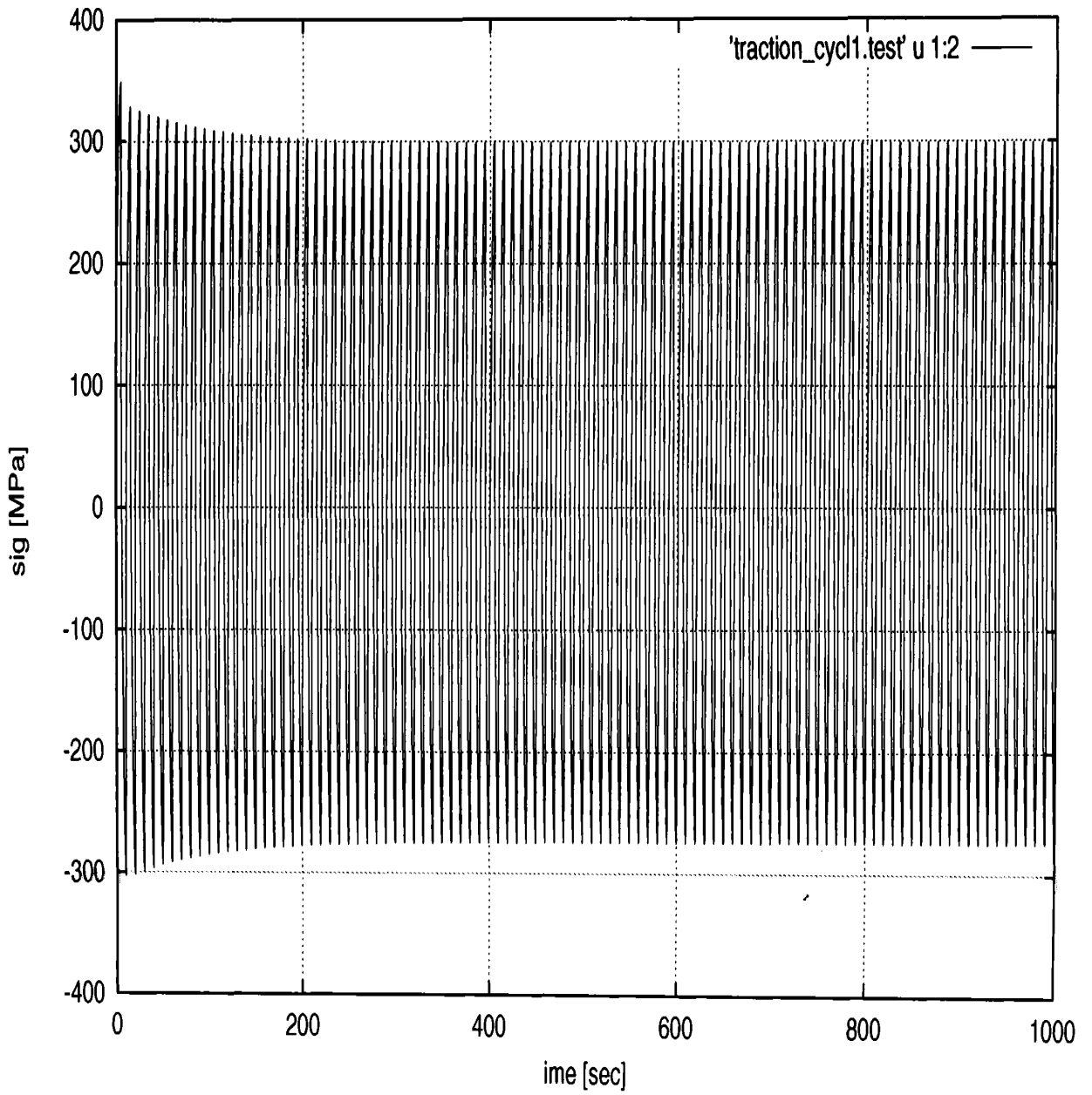


Fig.A.5.26

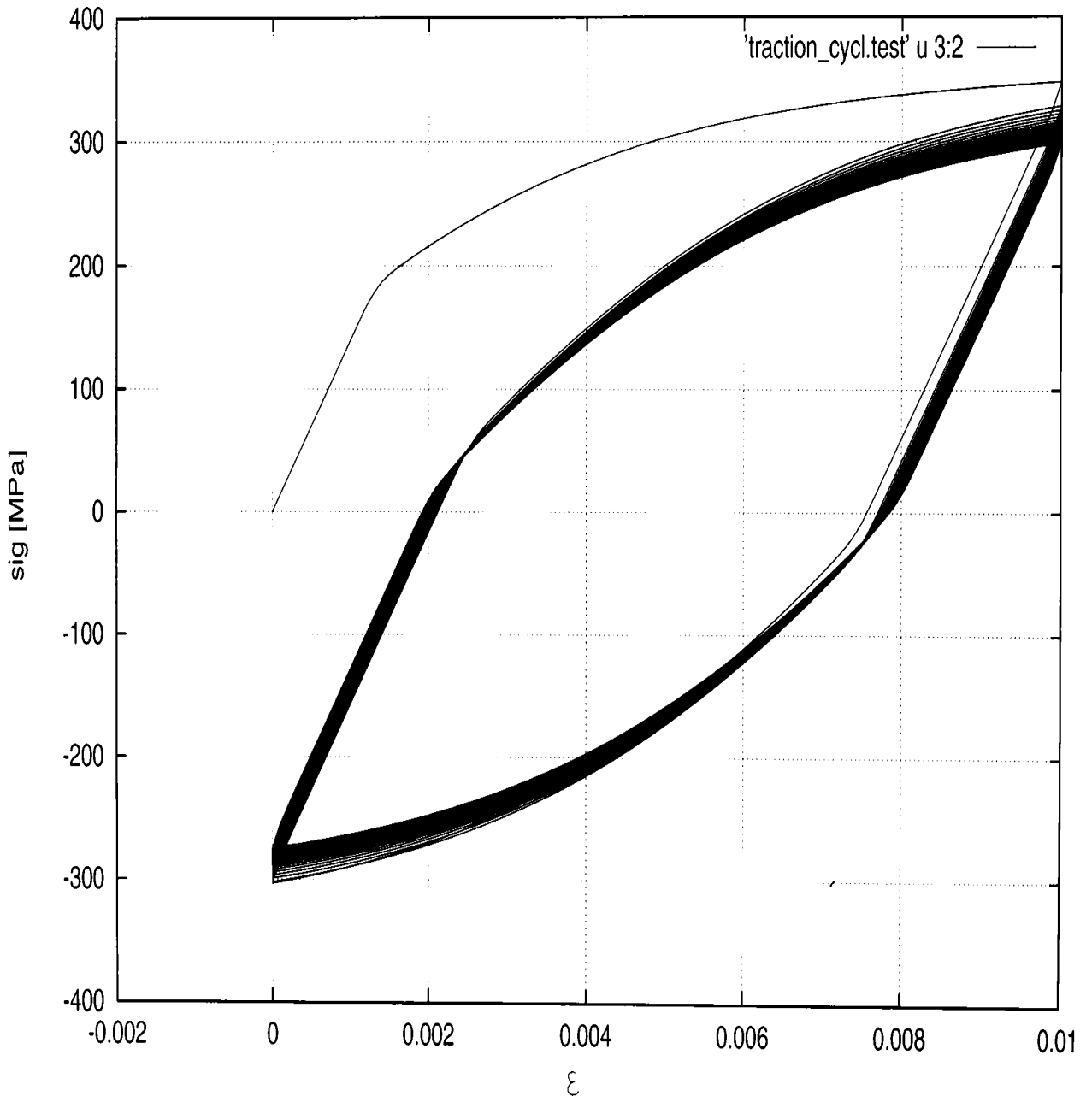


Fig. A.5.27

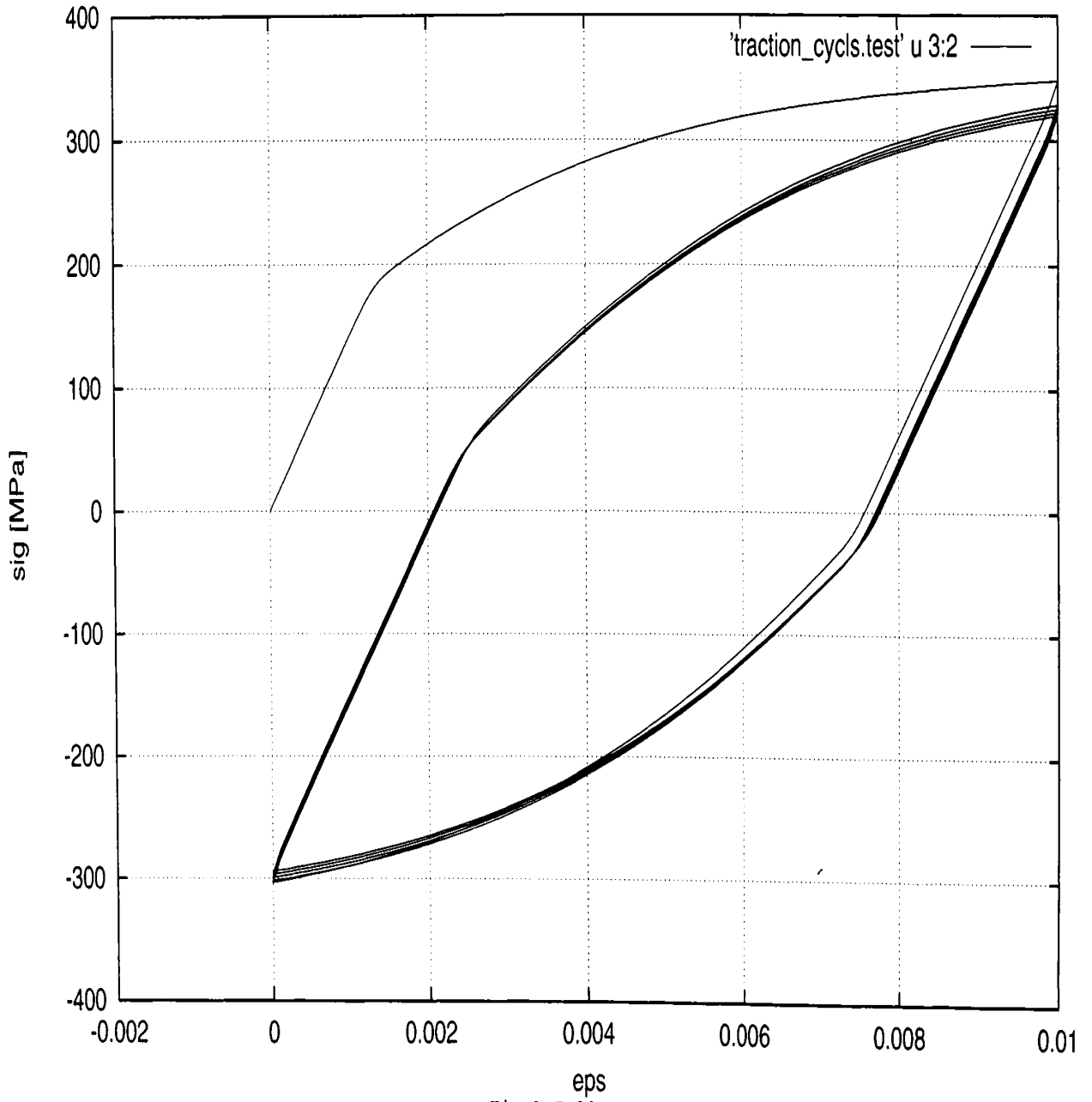


Fig.A.5.28

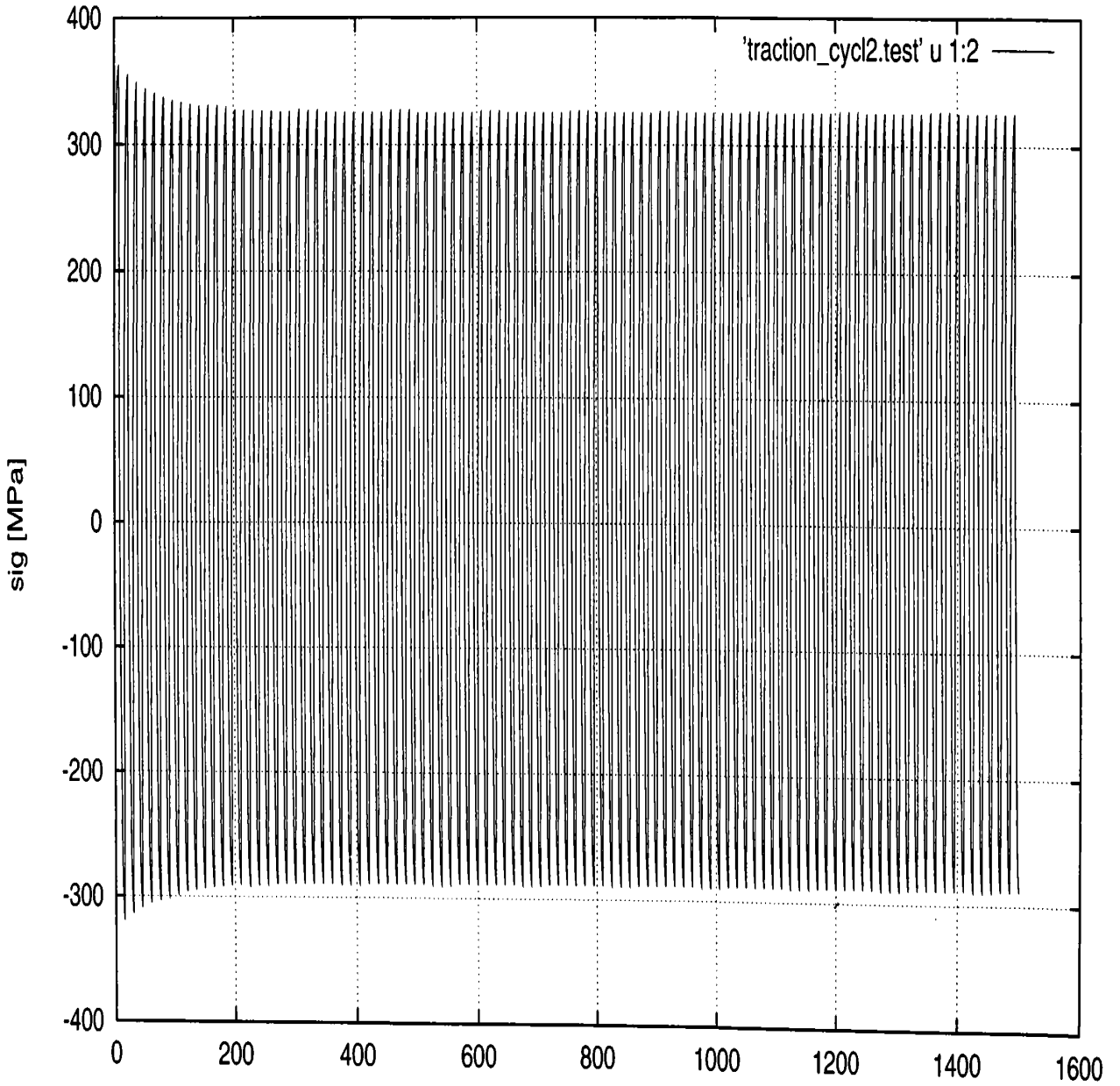


Fig.A.5.29

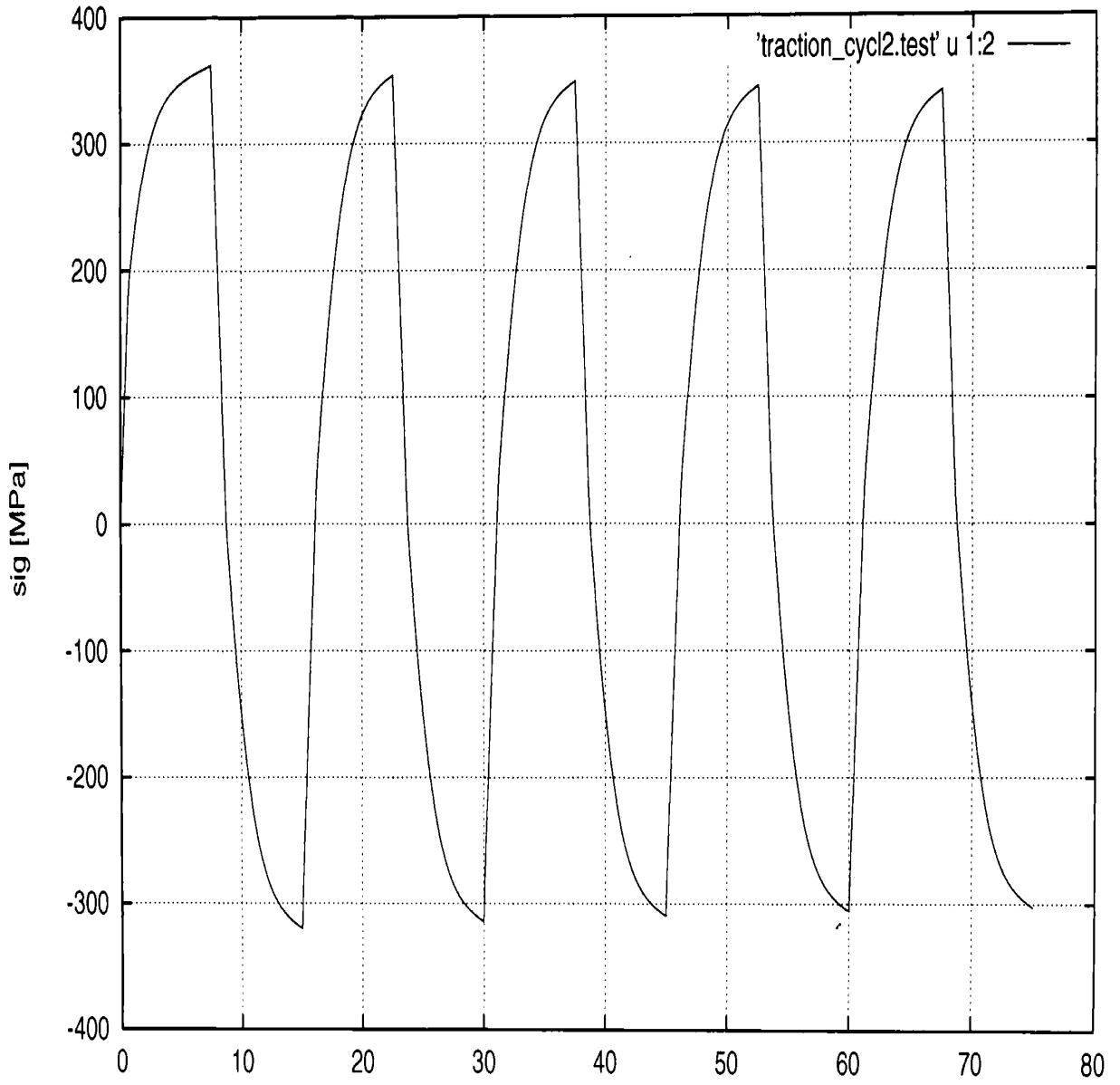


Fig.A.5.30



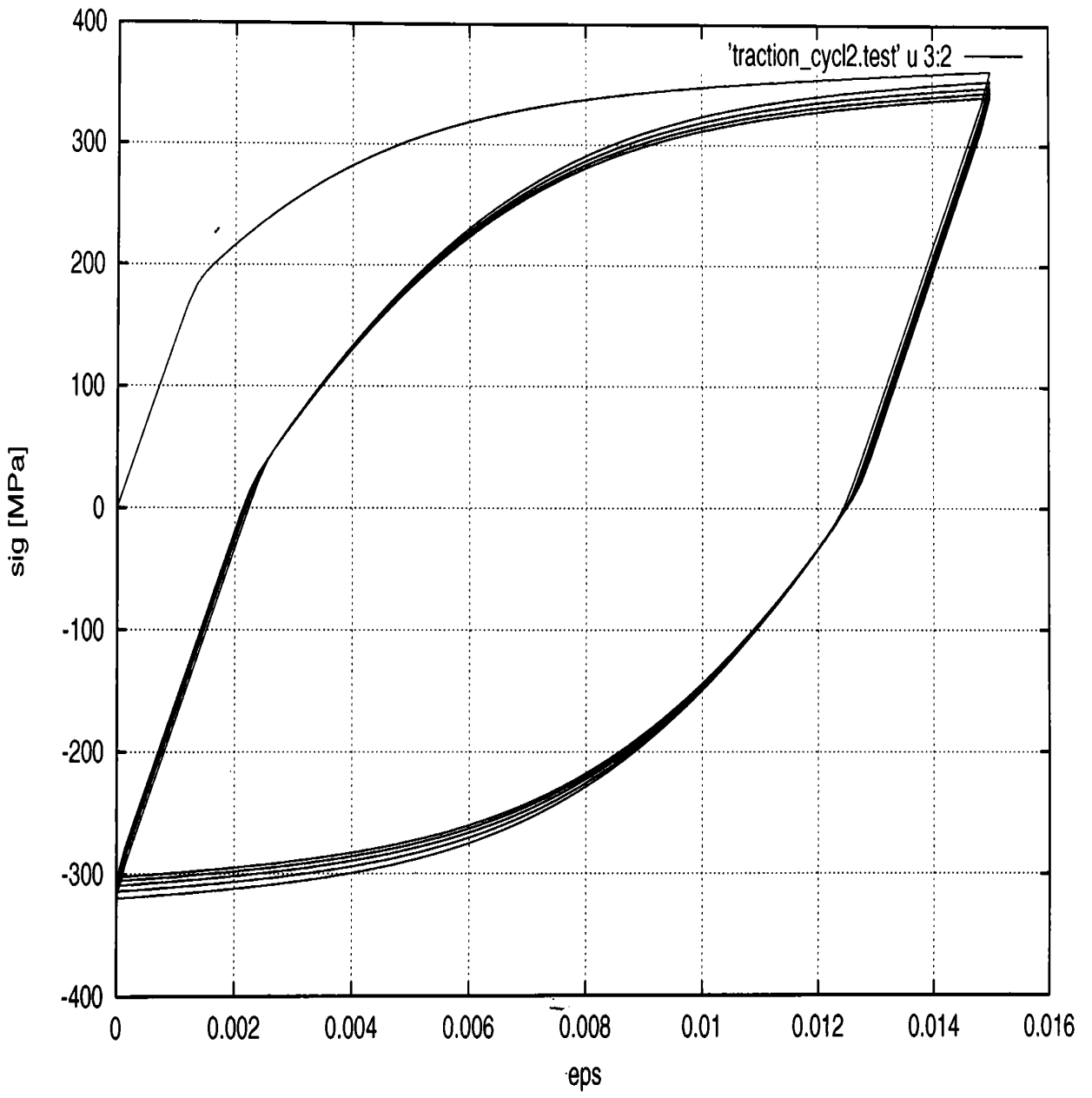


Fig.A.5.31

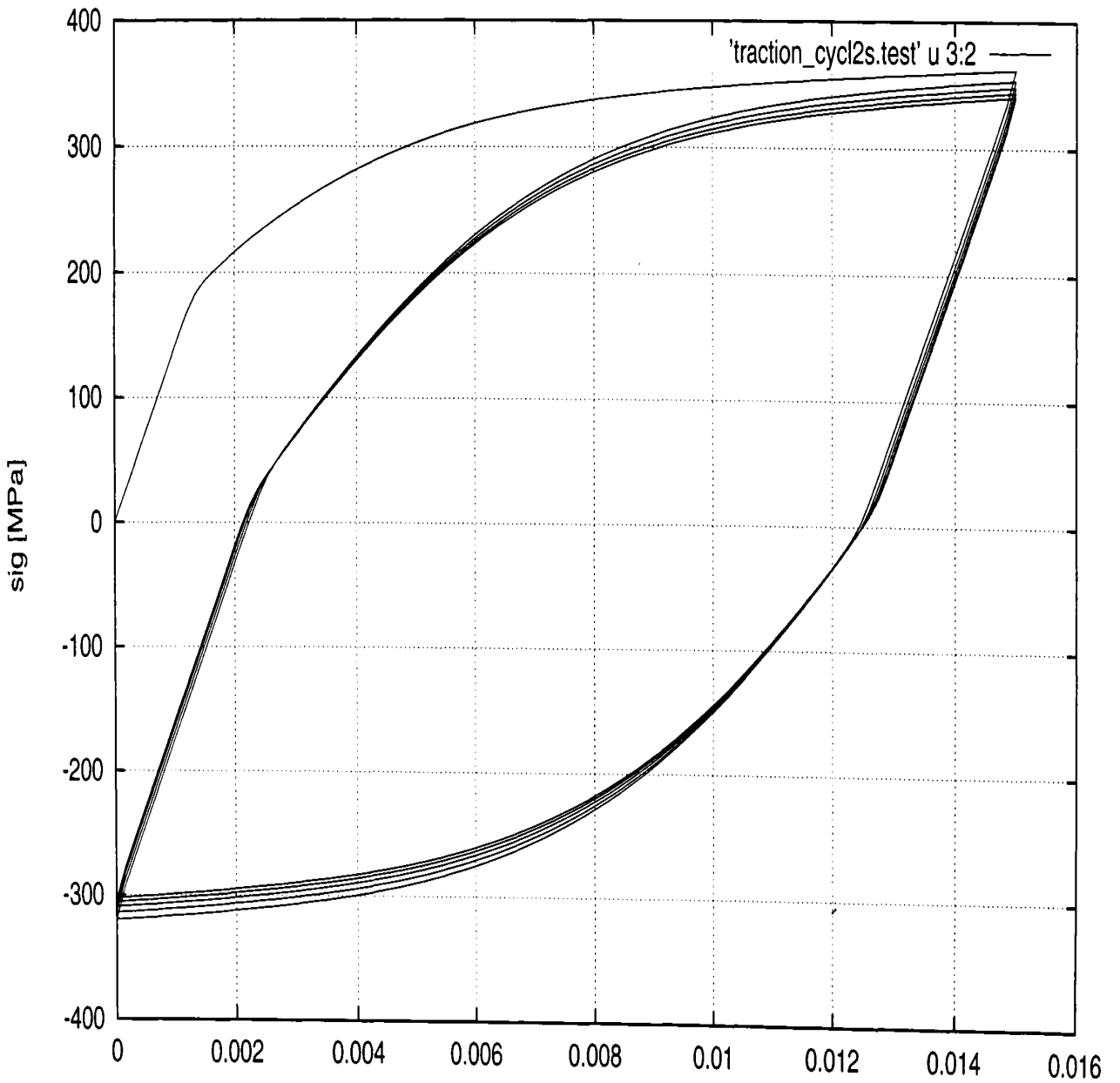


Fig.A.5.92<sup>eps</sup>

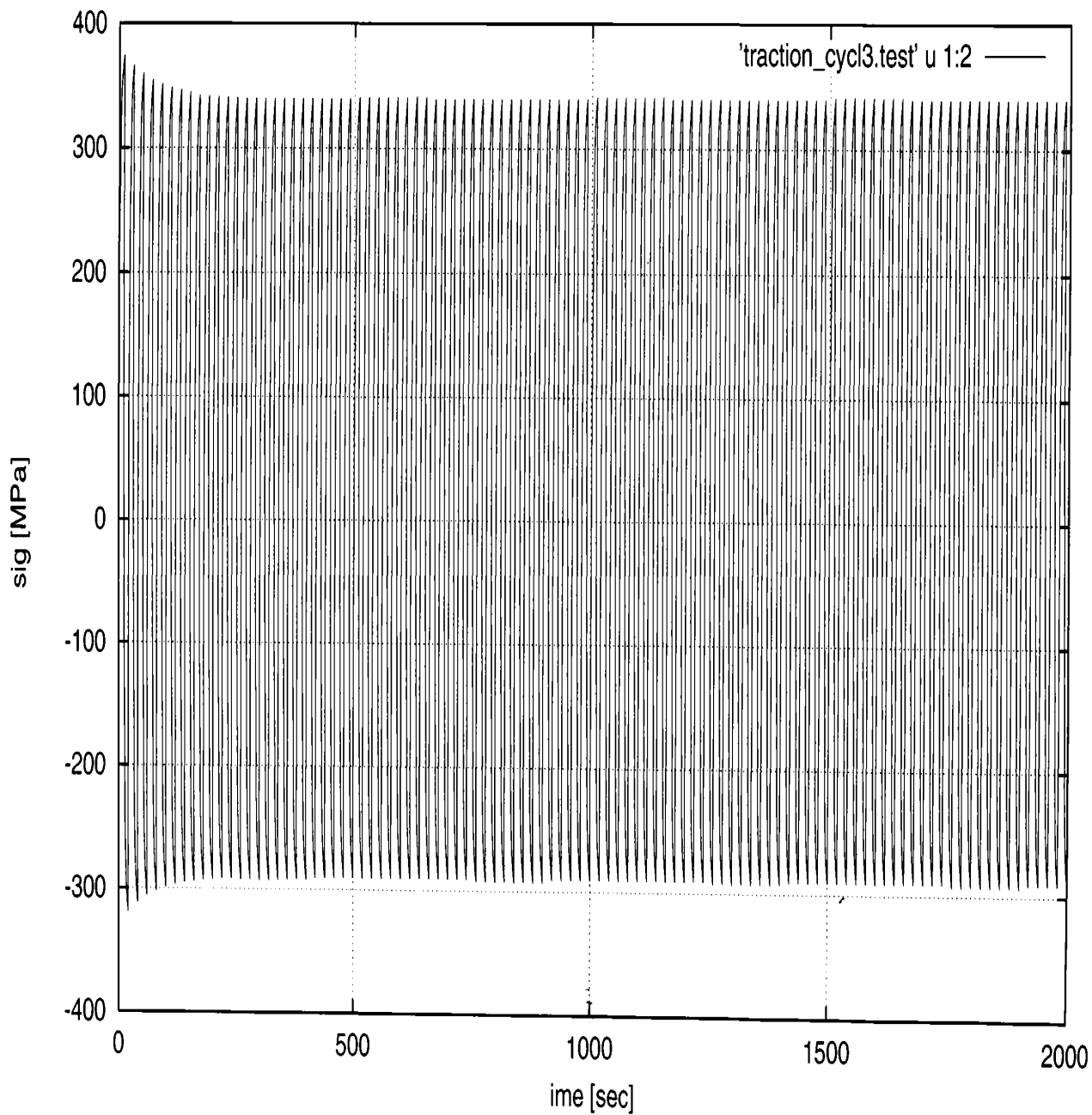


Fig.A.5.33

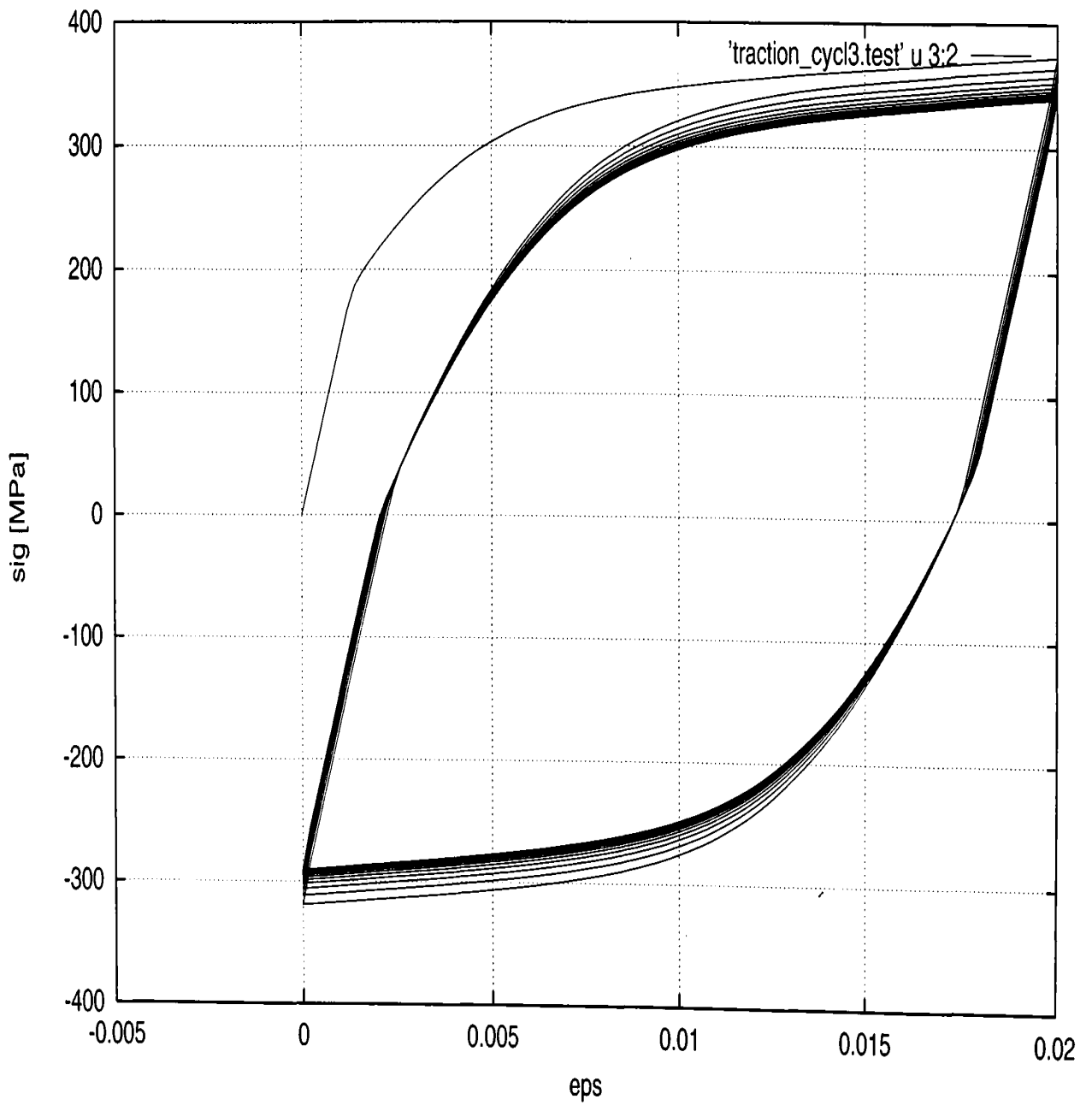


Fig. A.5.34

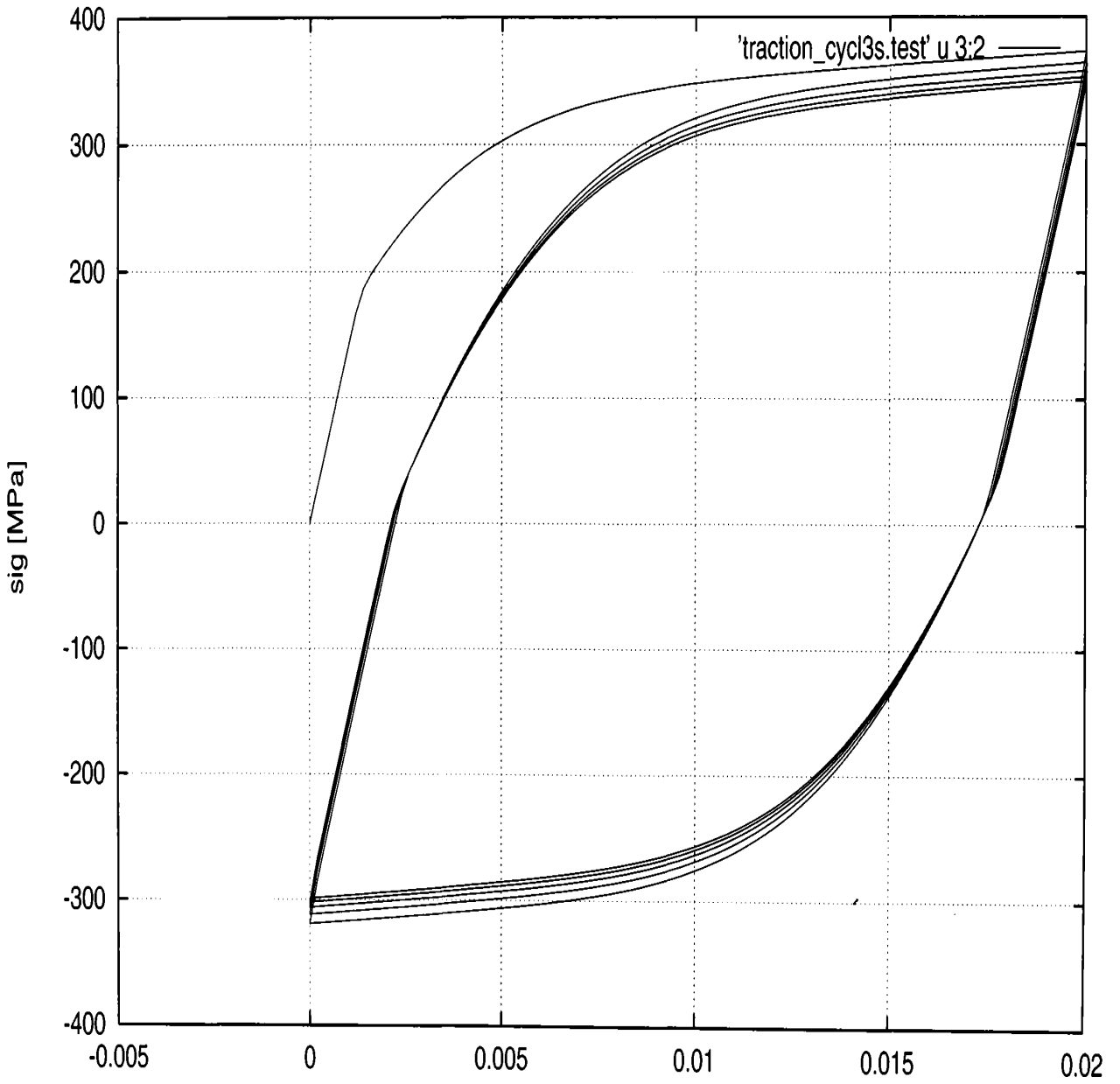


Fig.A.5.35<sup>eps</sup>

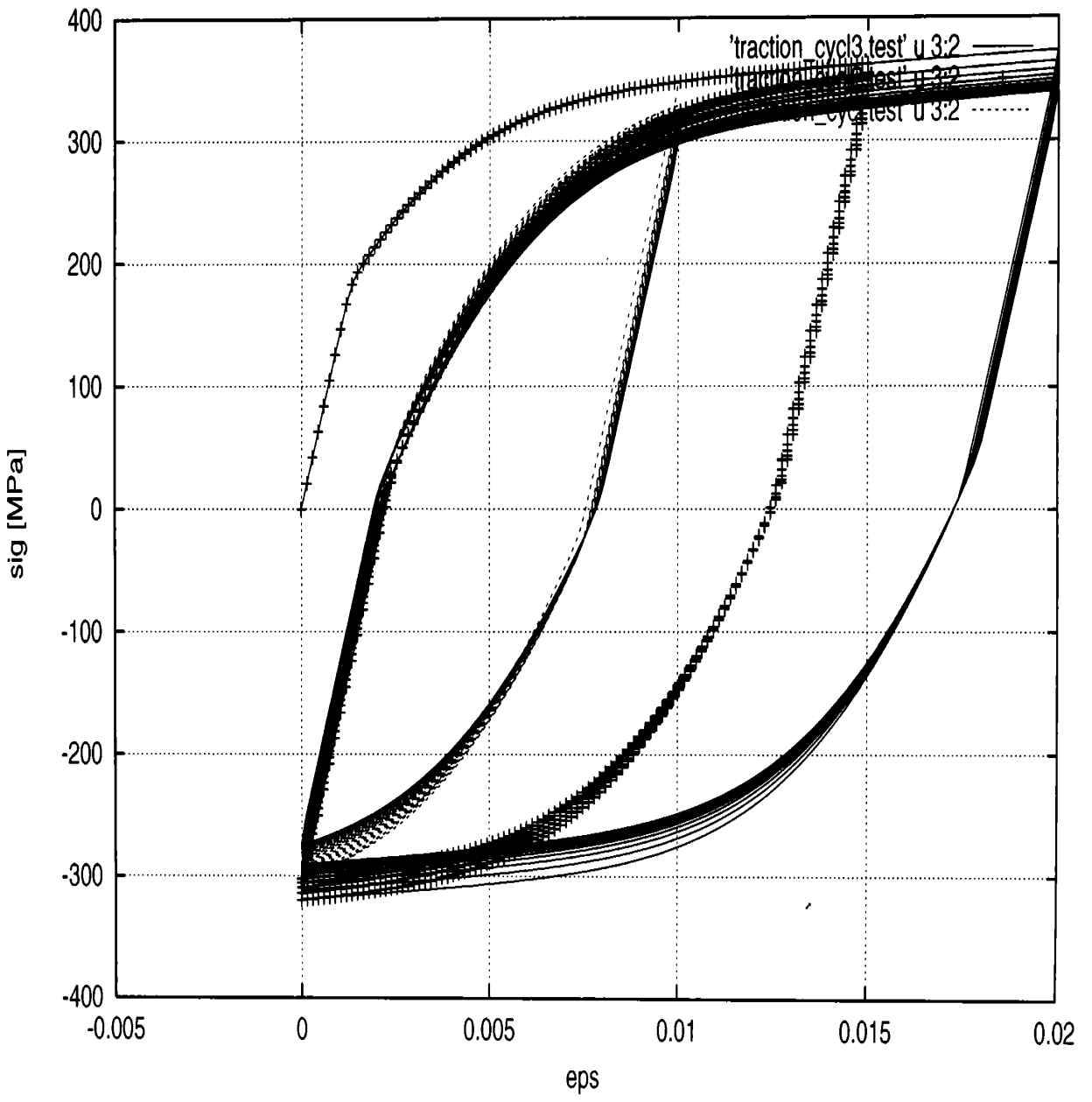


Fig.A.5.36

$$\varepsilon_{\omega} = 1\%$$

$$\varepsilon = 2 \cdot 10^{-5} \cdot \sqrt{s}$$

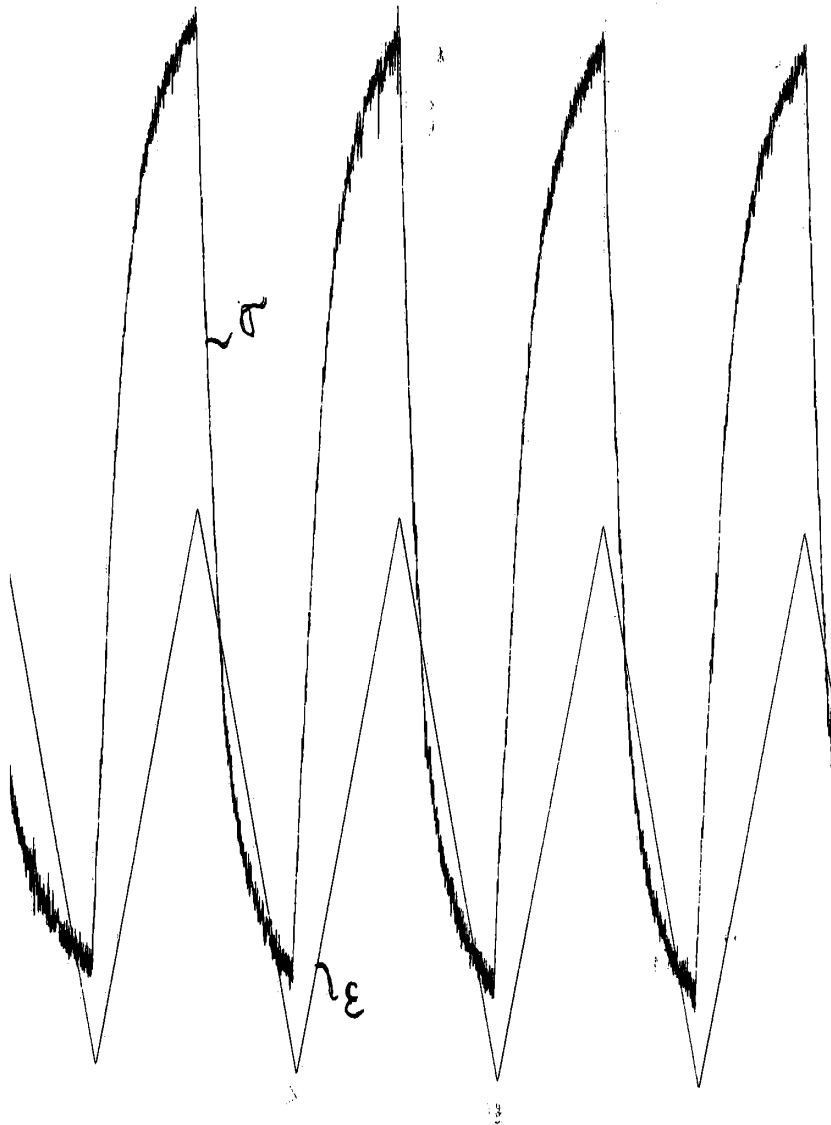
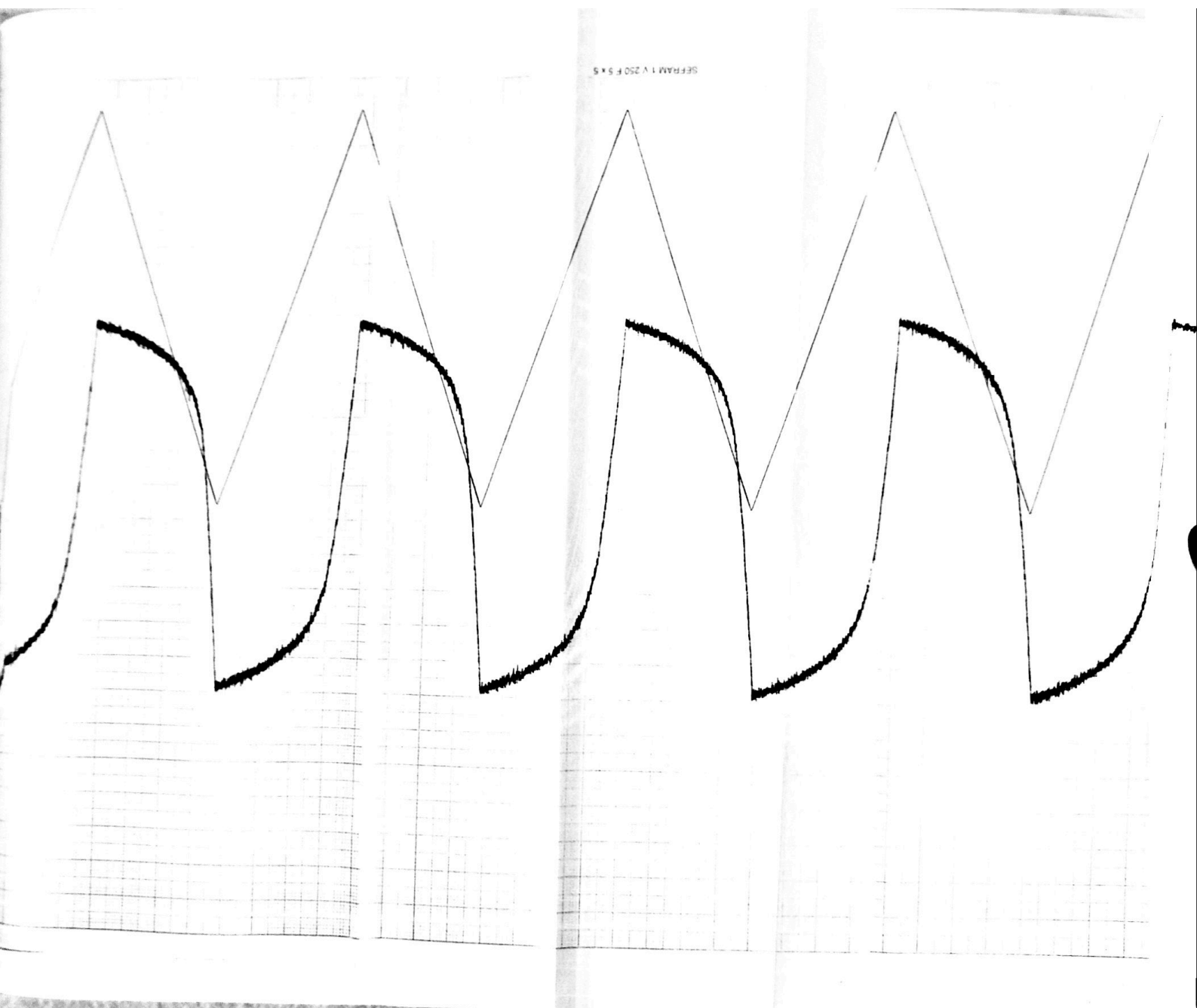
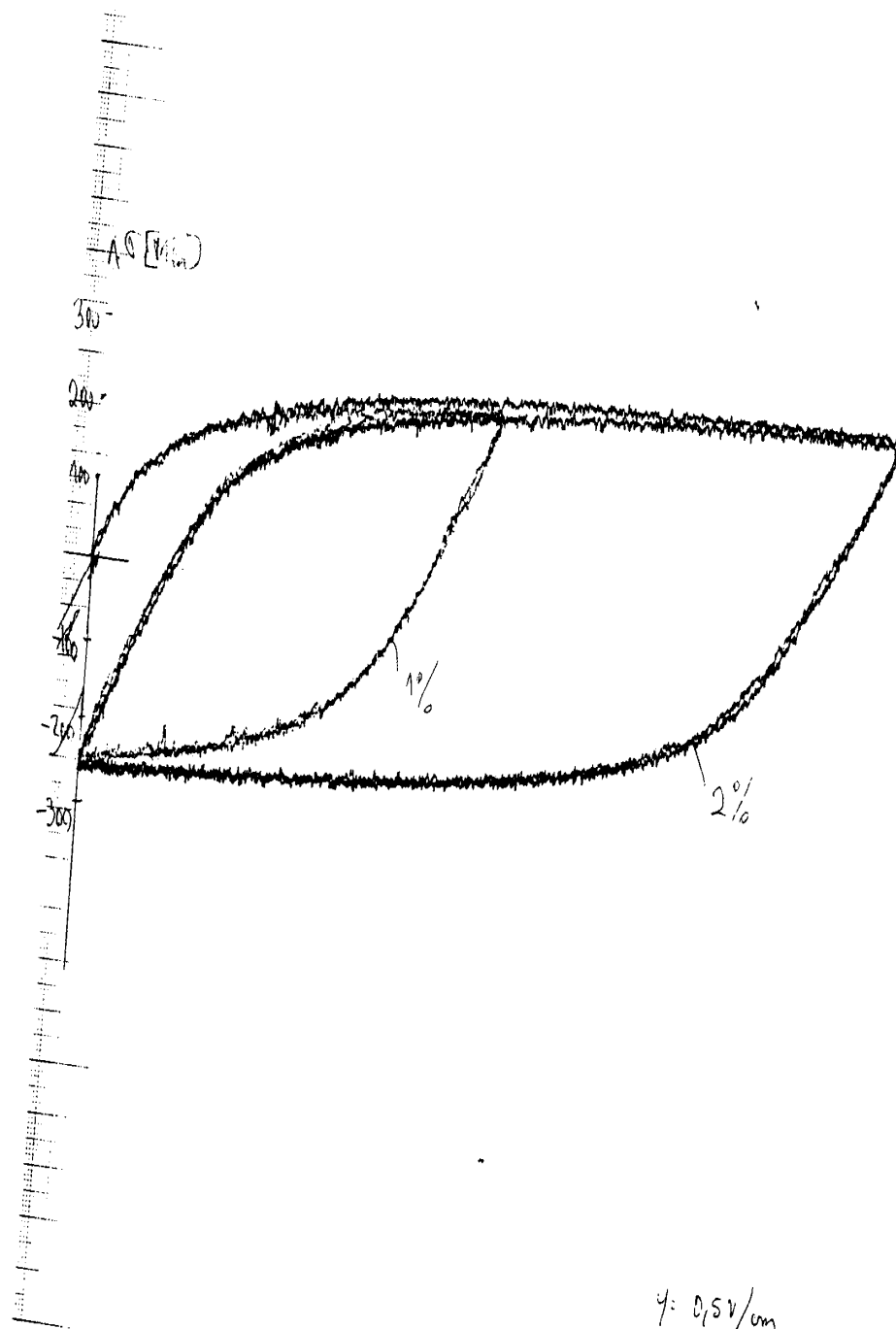


Fig.A.5.37

SEFRAM 1 V 250 F 5 x 5







$y: 0,5V/cm$   
 $x: 0,2V/cm$

Fig.A.5.39

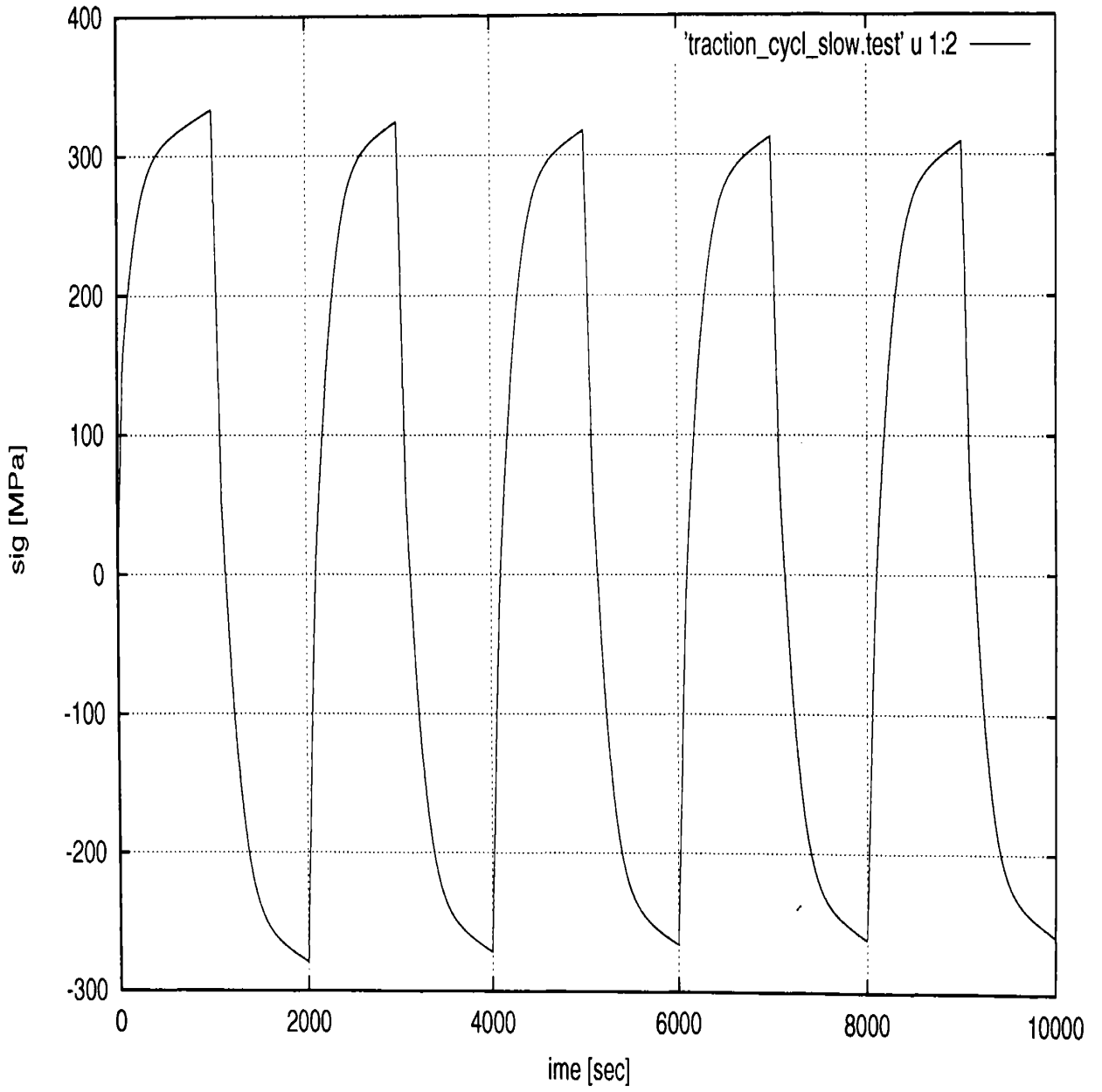


Fig.A.5.40

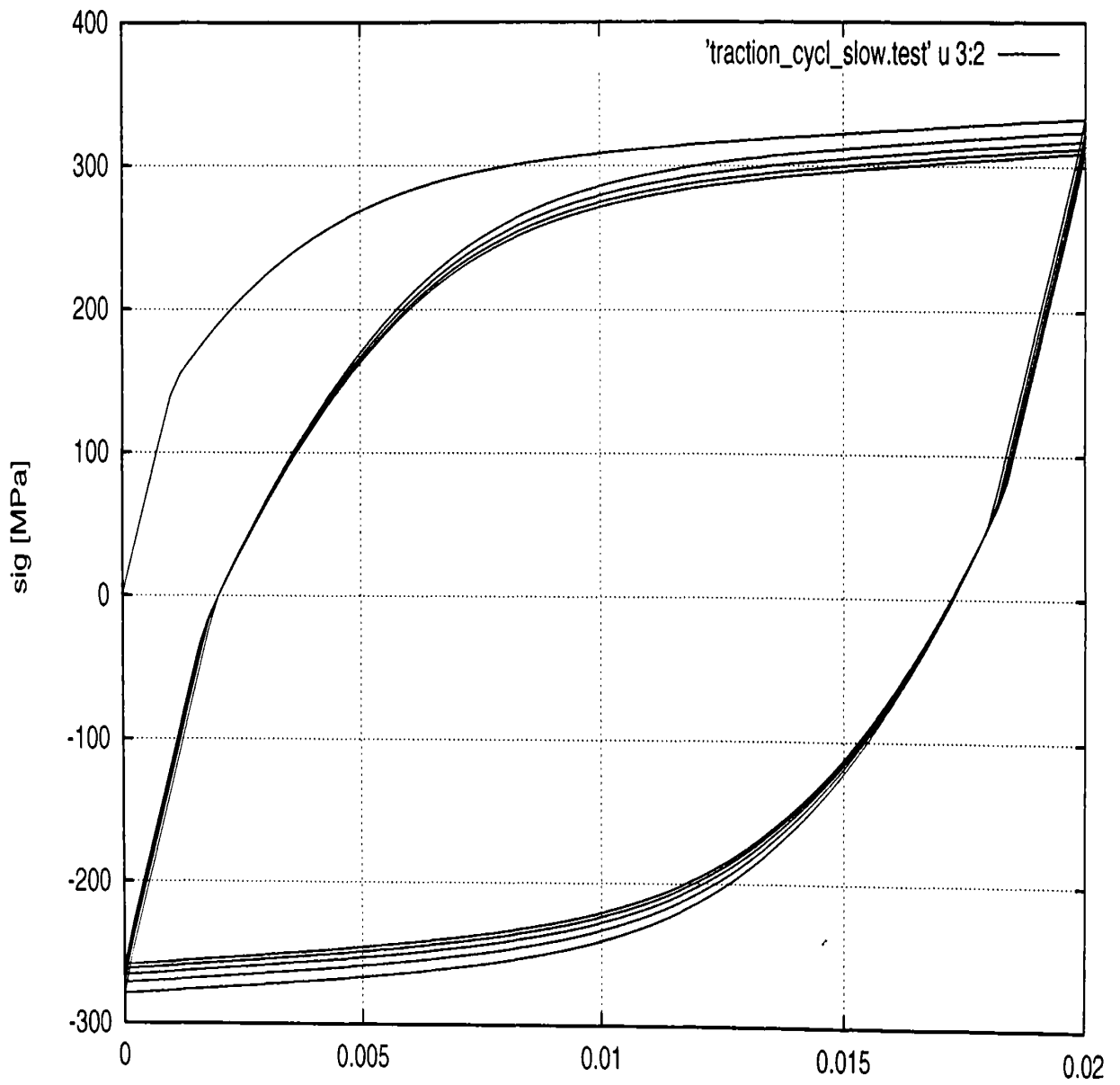


Fig.A.5.41

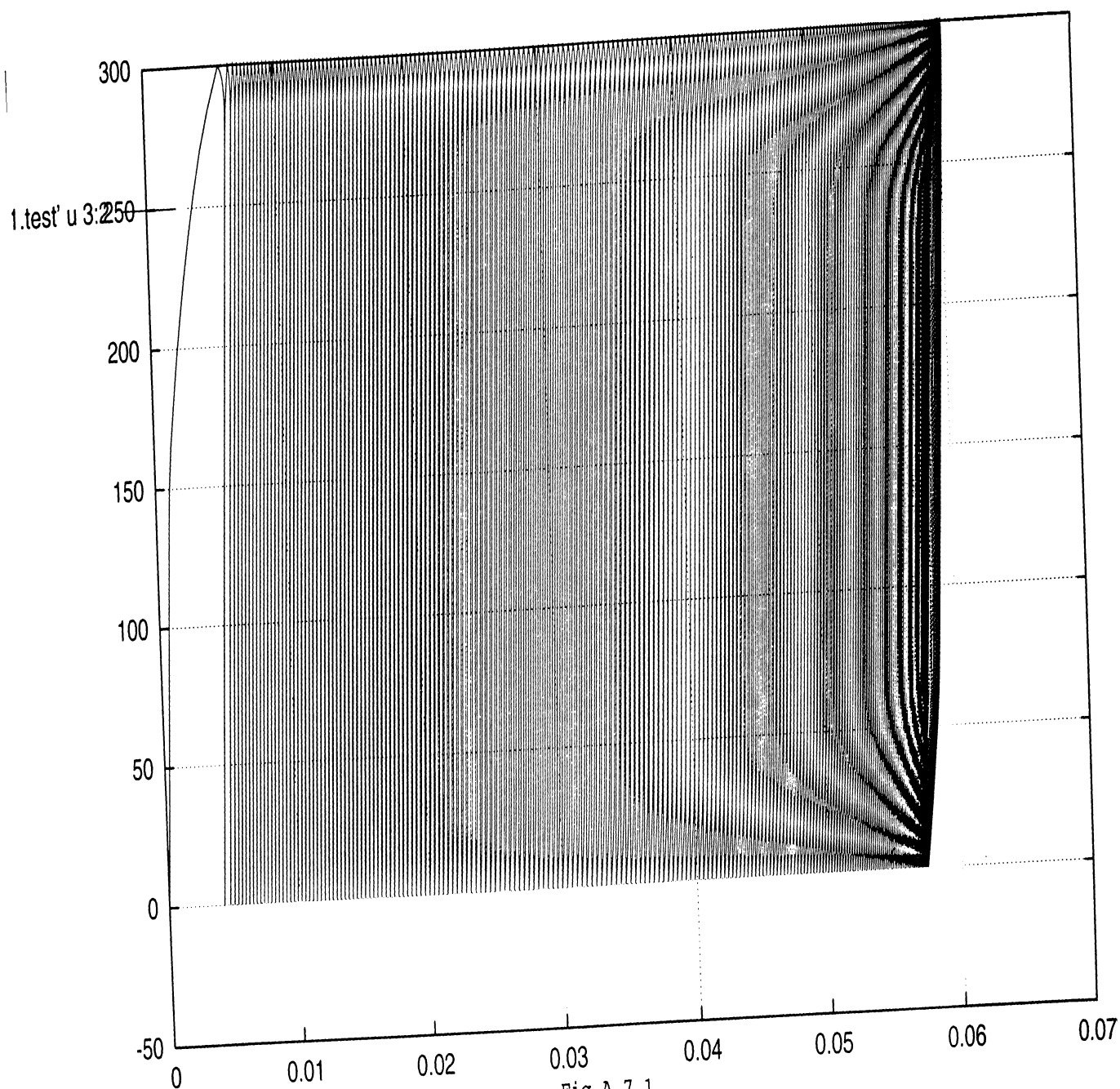
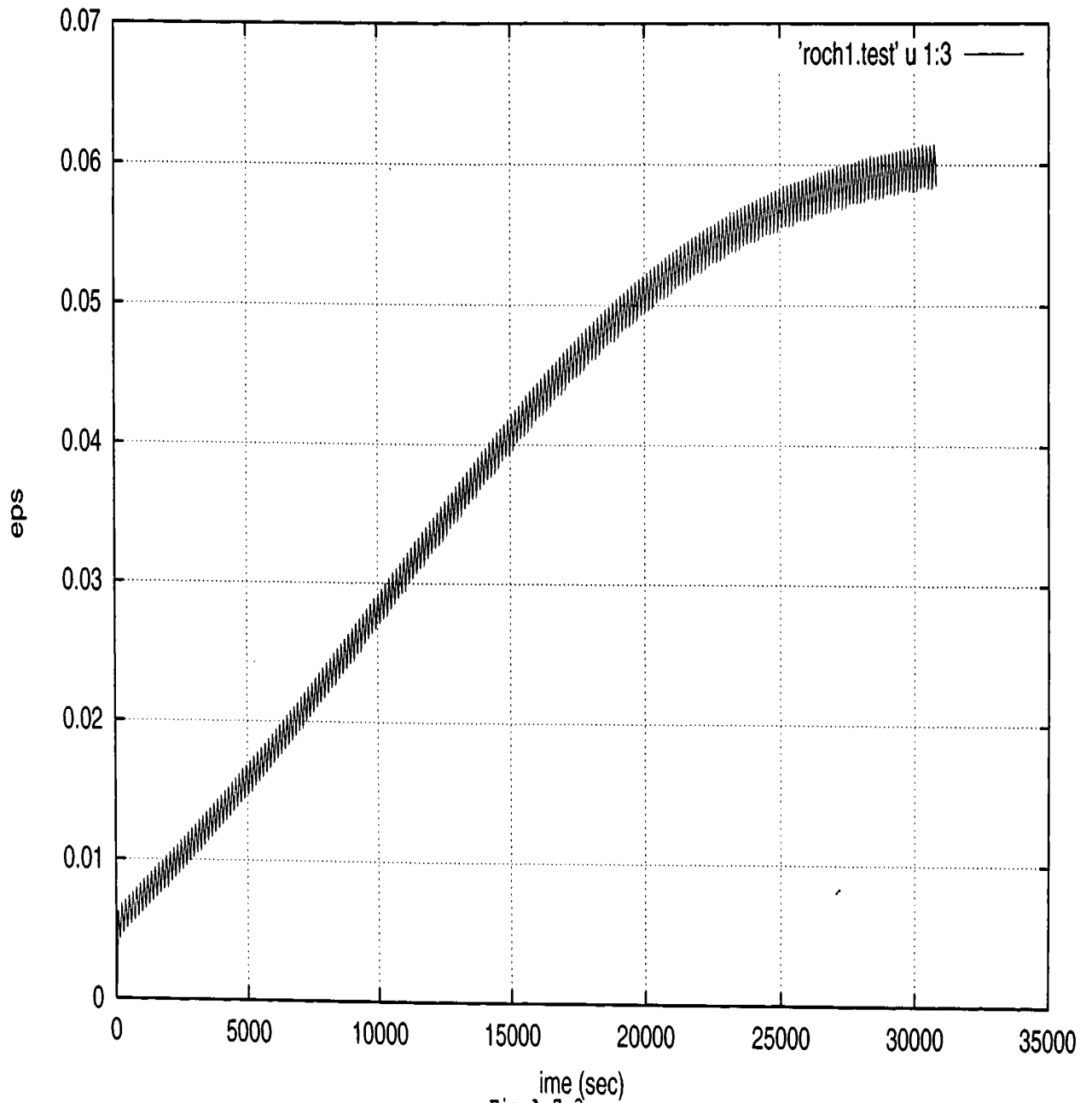
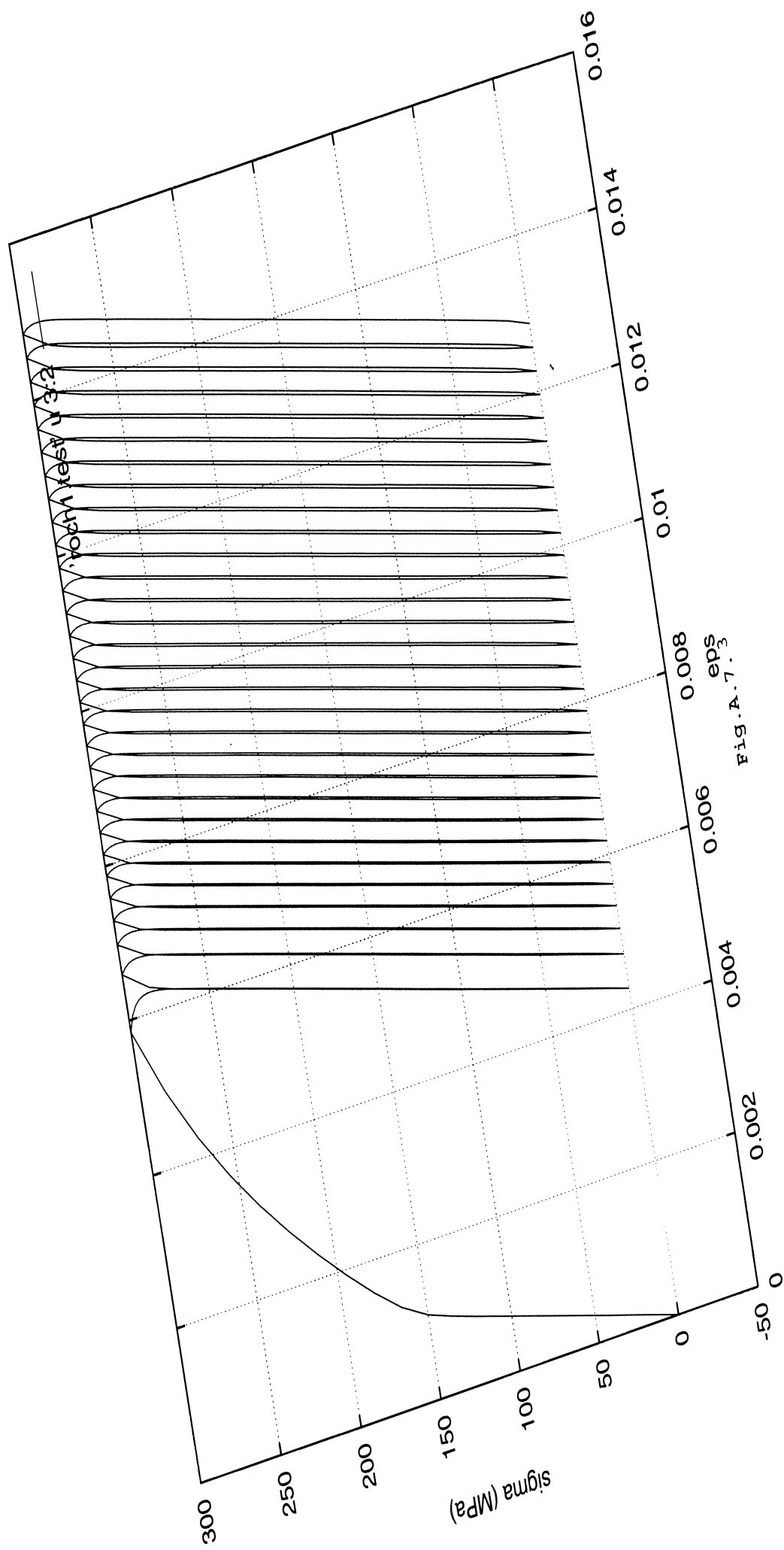


Fig.A.7.1



ime (sec)  
Fig.A.7.2



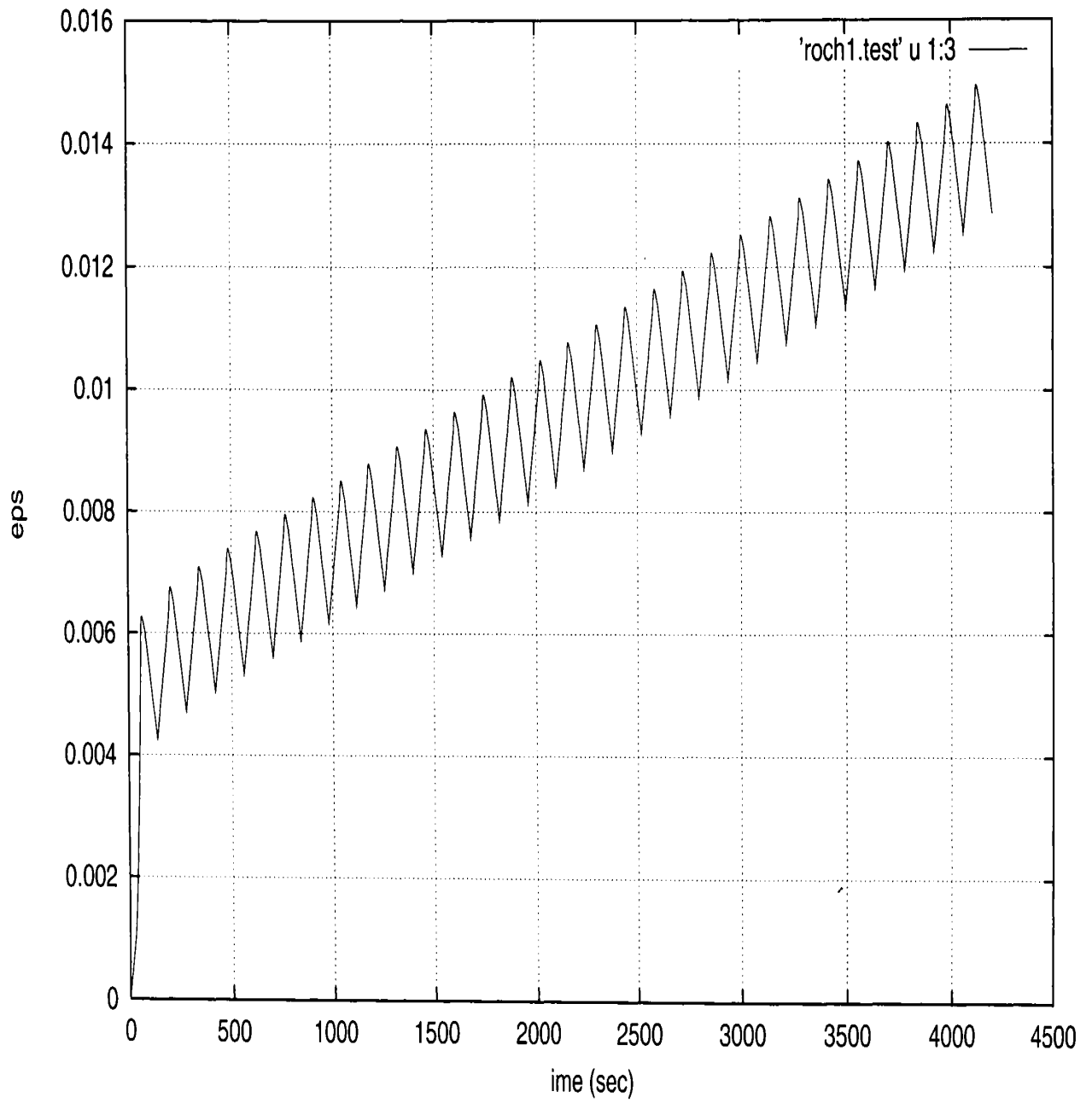
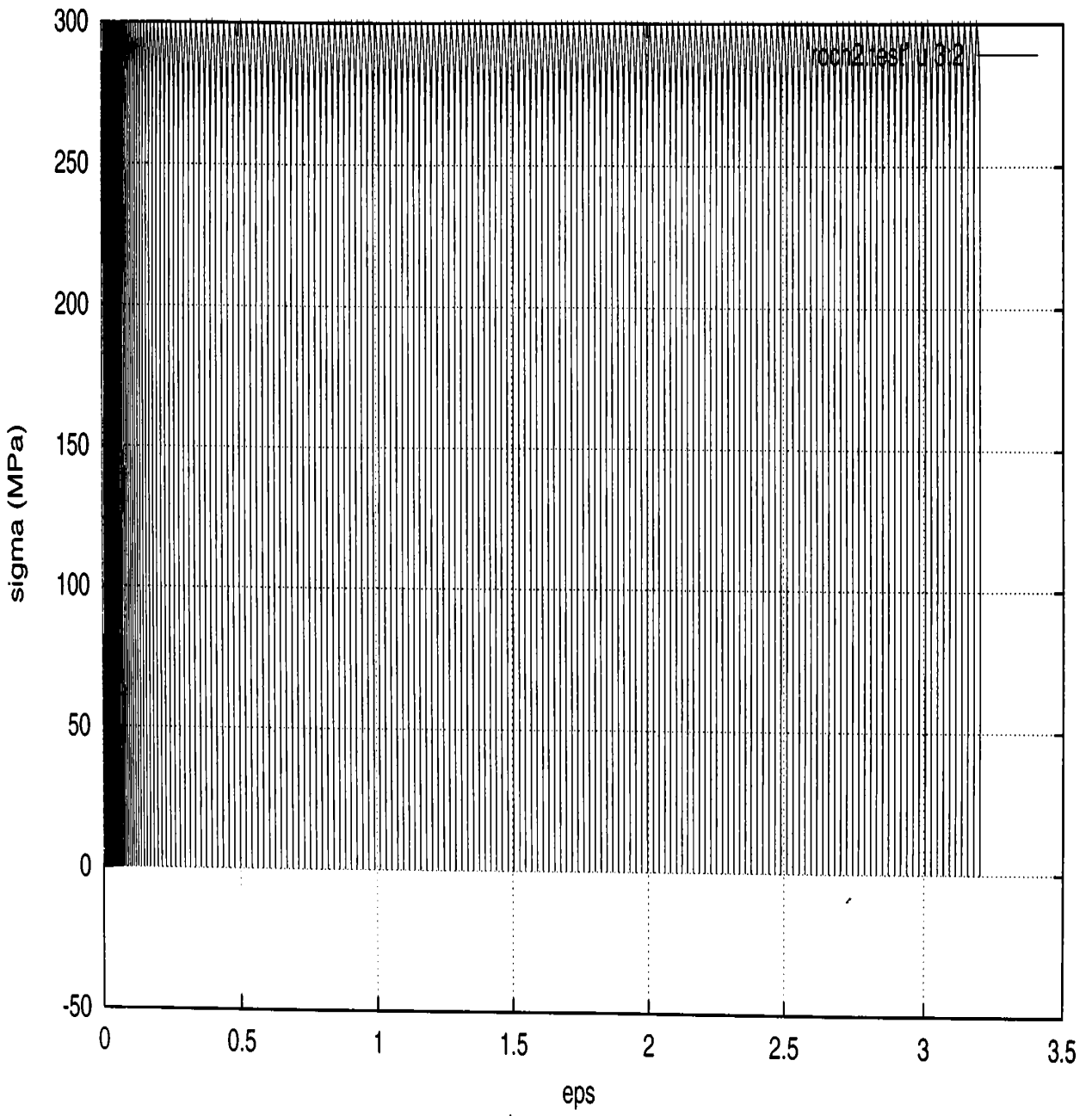


Fig.A.7.4



eps  
Fig.A.7.5



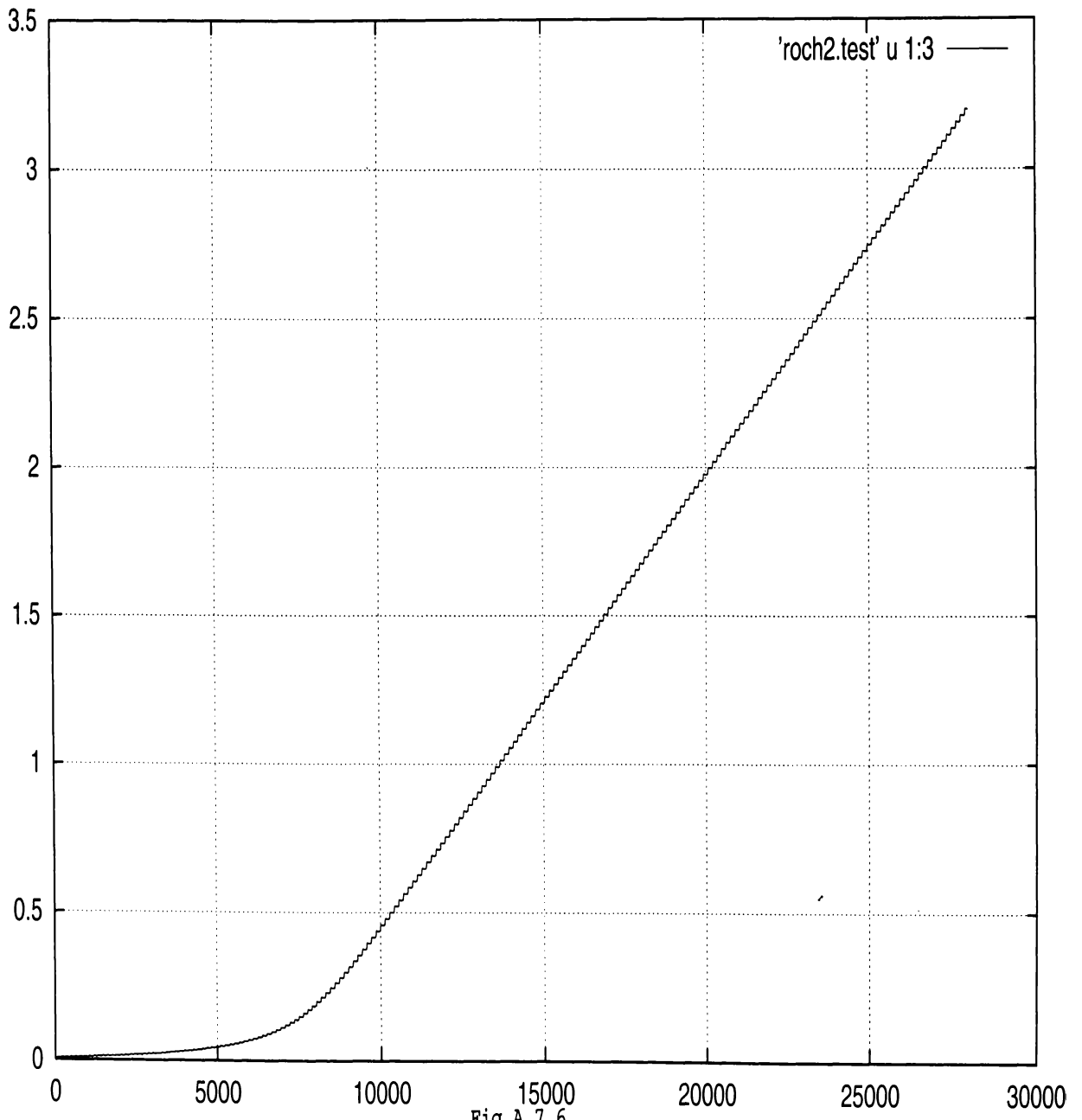


Fig.A.7.6

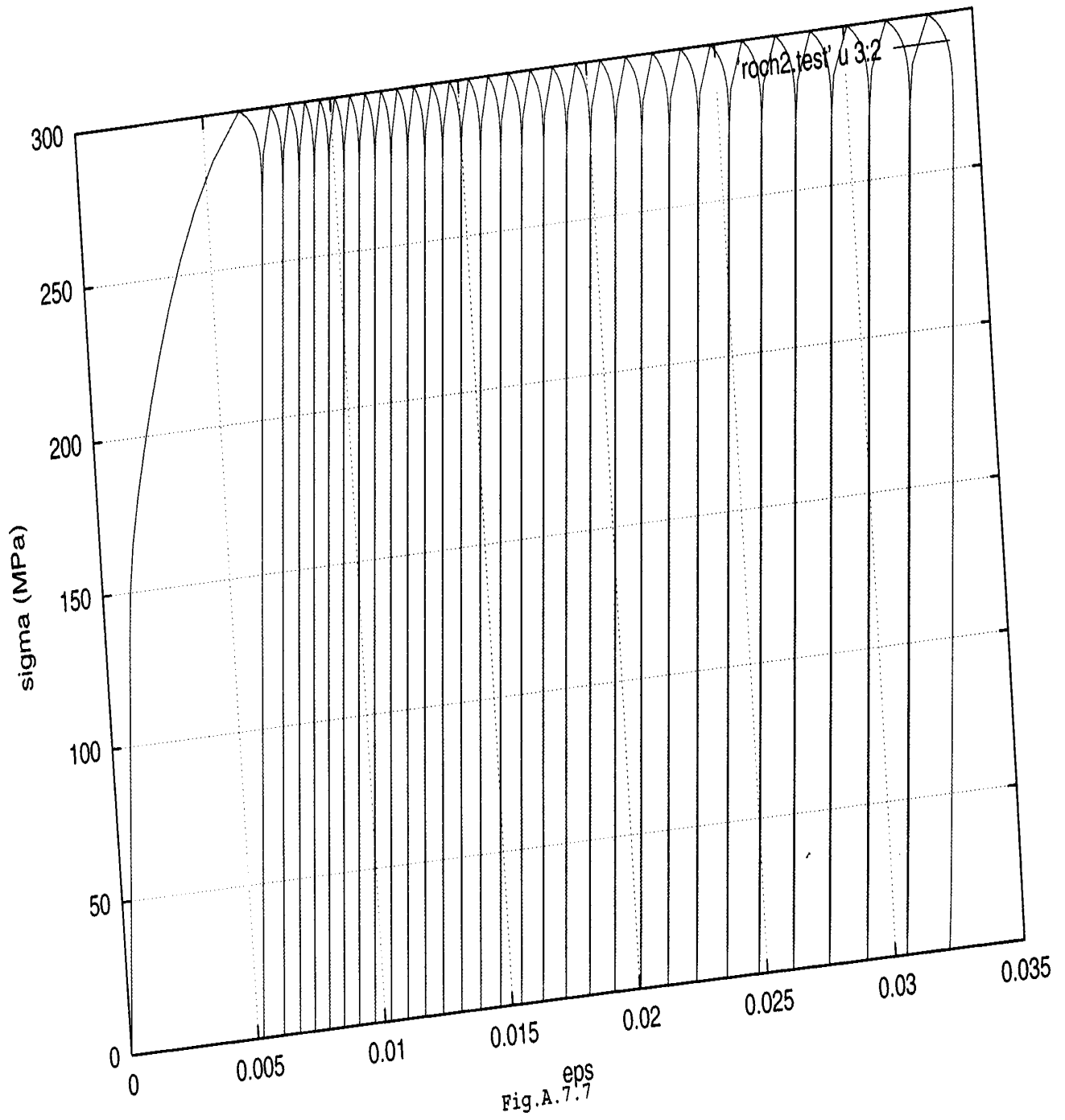


Fig.A.7.7 eps

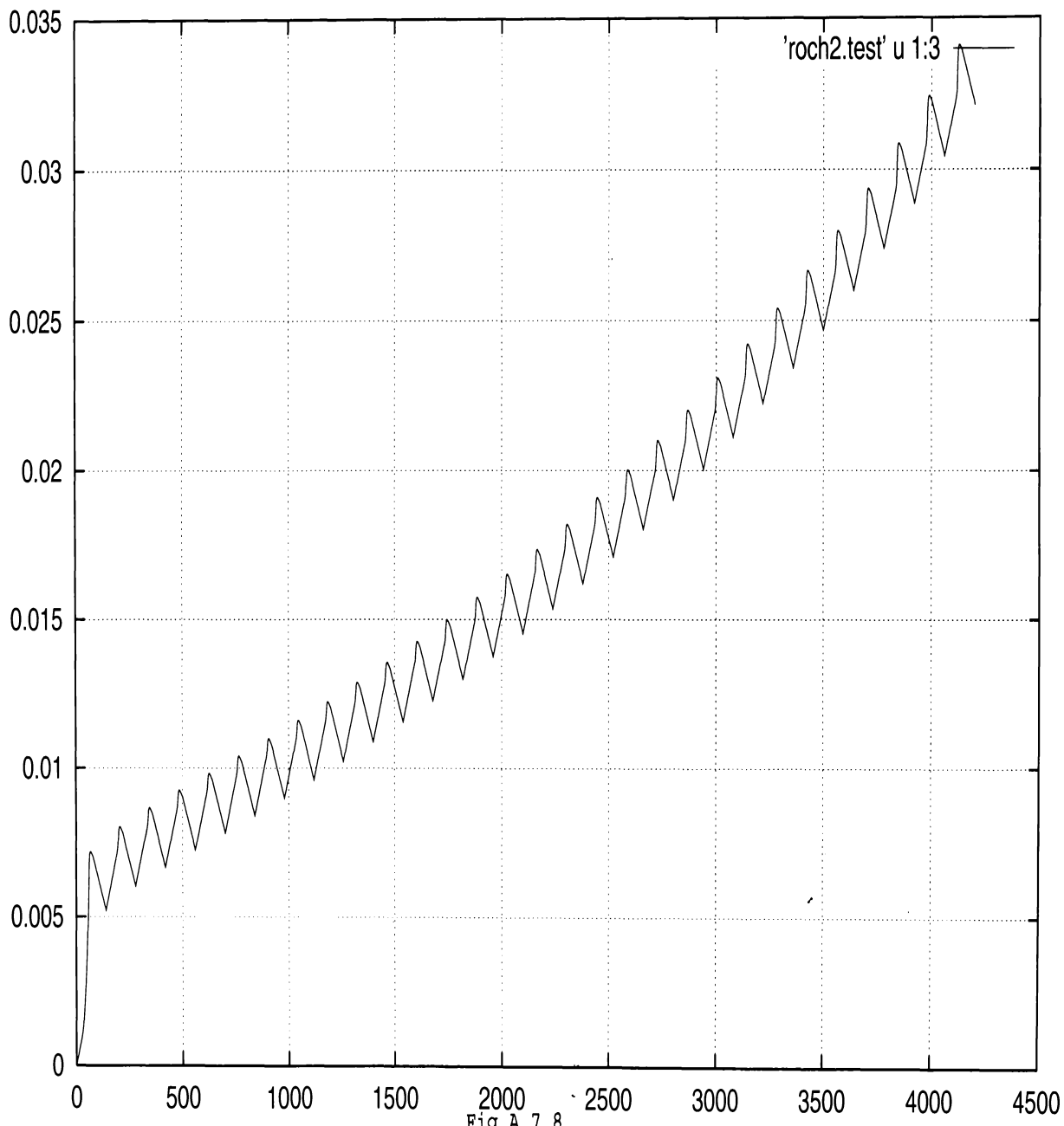


Fig.A.7.8

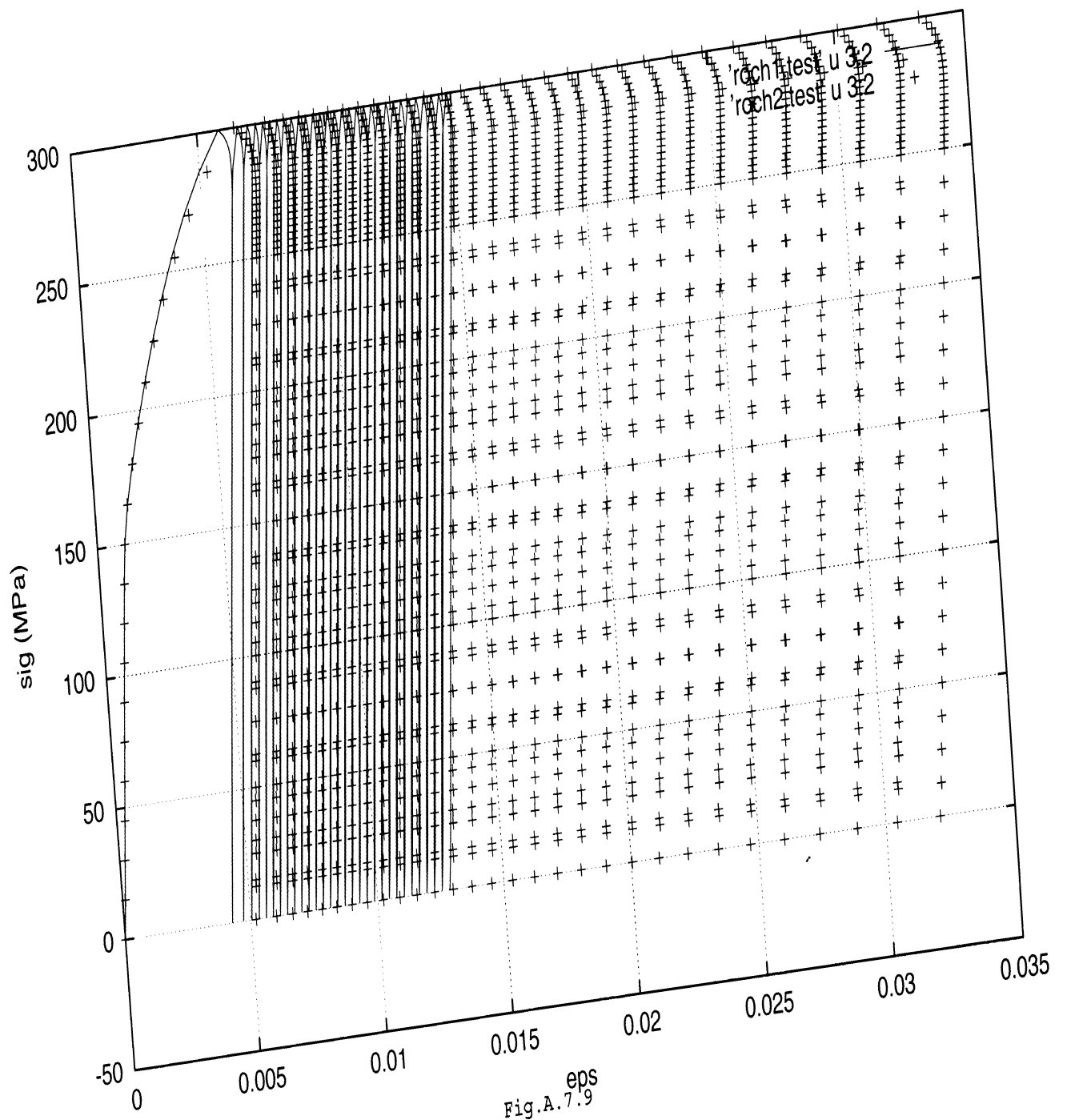


Fig.A.7.9

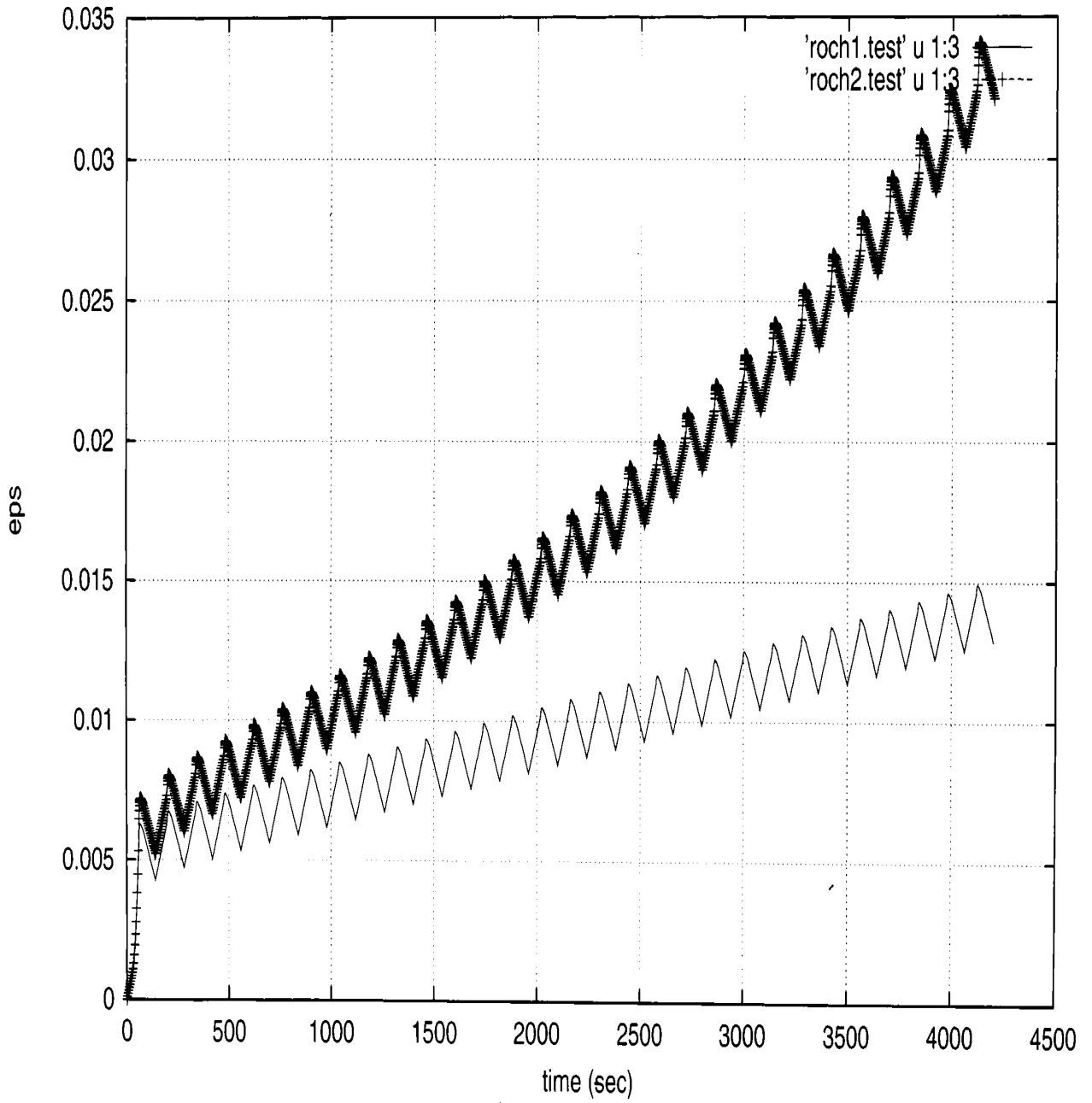


Fig.A.7.10

ZeBuLoN 7

tublili

n97 n98 n99 n100 n101 n102 n103 n104 n105 n106 n107 n108 n109 n110 n111 n112 n113 n114 n115 n116 n1  
n86 e21 n87 e22 n88 e23 n89 e24 n90 e25 n91 e26 n92 e27 n93 e28 n94 e29 n95 e30 n96  
n65 n66 n67 n68 n69 n70 n71 n72 n73 n74 n75 n76 n77 n78 n79 n80 n81 n82 n83 n84 n85  
n54 e11 n55 e12 n56 e13 n57 e14 n58 e15 n59 e16 n60 e17 n61 e18 n62 e19 n63 e20 n64  
n33 n34 n35 n36 n37 n38 n39 n40 n41 n42 n43 n44 n45 n46 n47 n48 n49 n50 n51 n52 n53  
n22 e1 n23 e2 n24 e3 n25 e4 n26 e5 n27 e6 n28 e7 n29 e8 n30 e9 n31 e10 n32  
n1 n2 n3 n4 n5 n6 n7 n8 n9 n10 n11 n12 n13 n14 n15 n16 n17 n18 n19 n20 n21

Fig. A.8.1

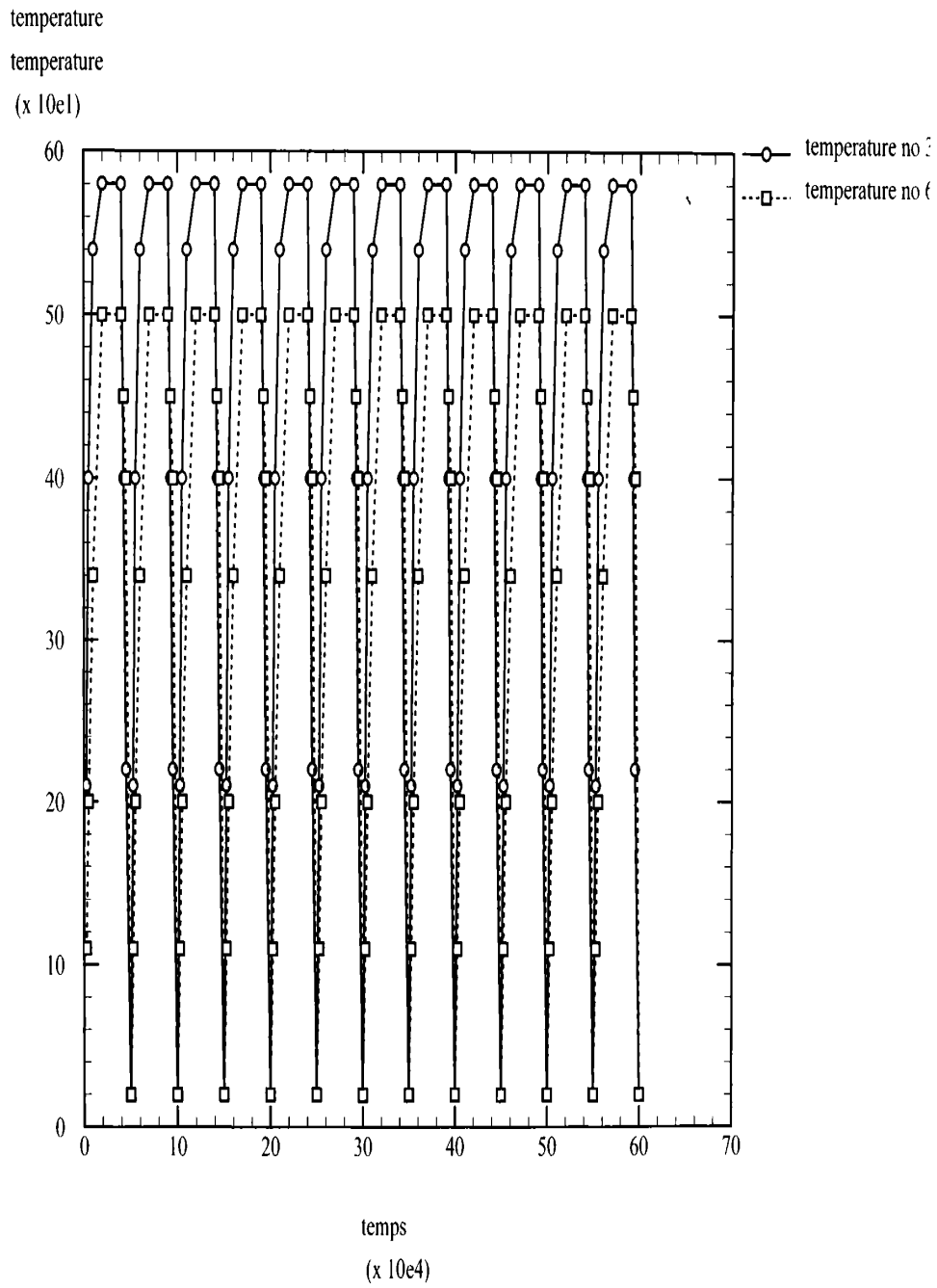


Fig.A.8.2

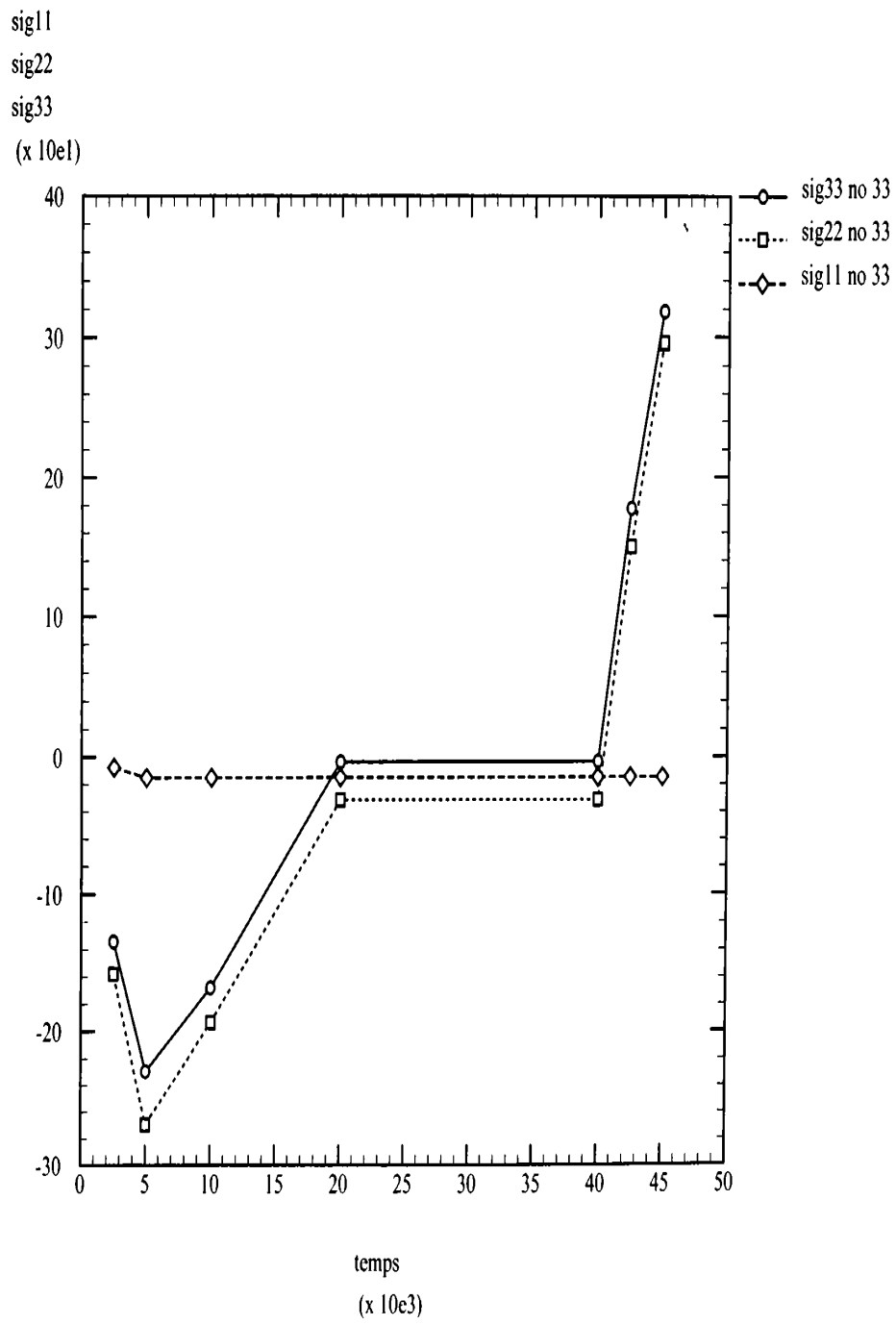


Fig.A.8.3



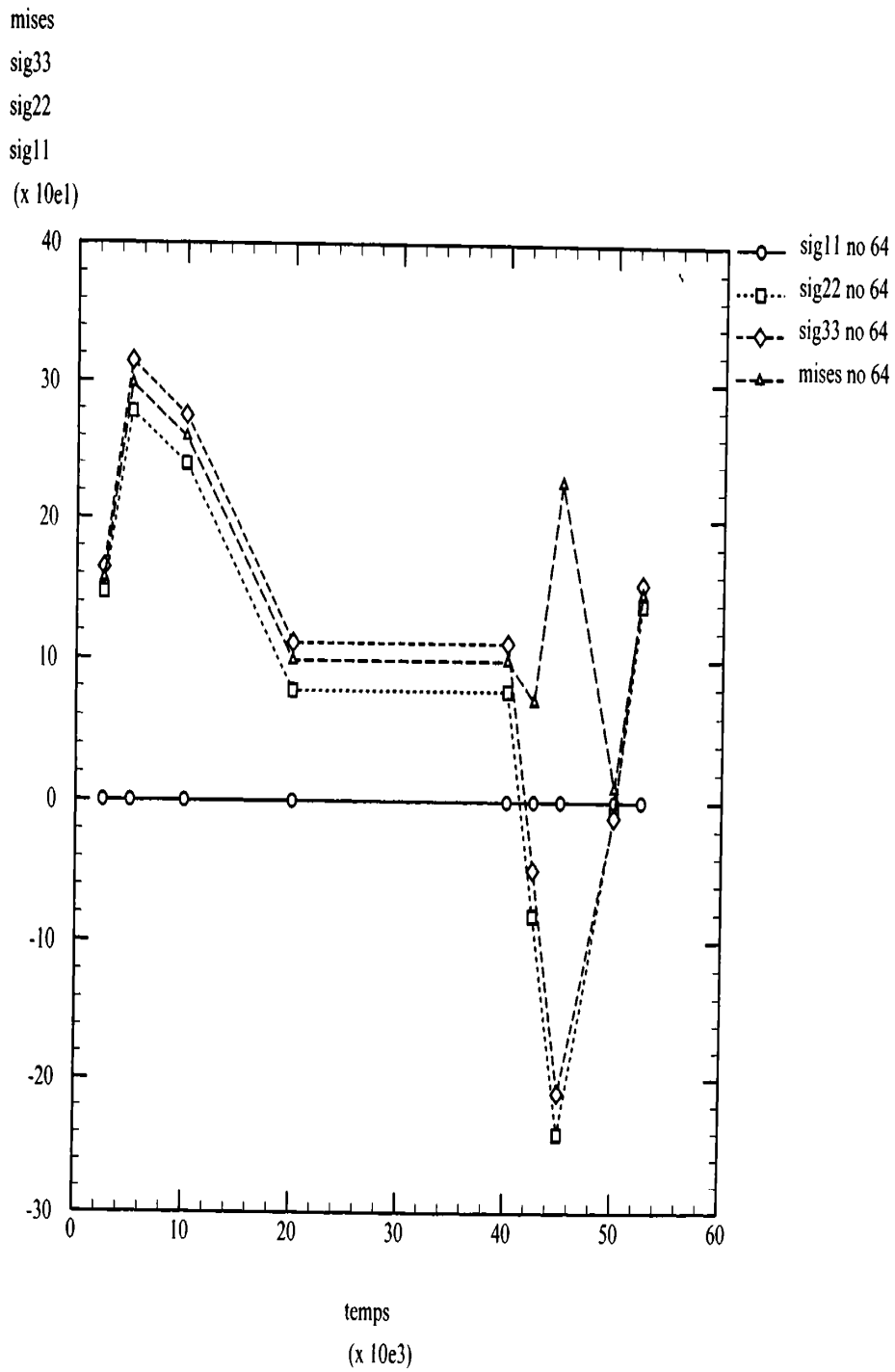


Fig.A.8.4

sig11  
sig11

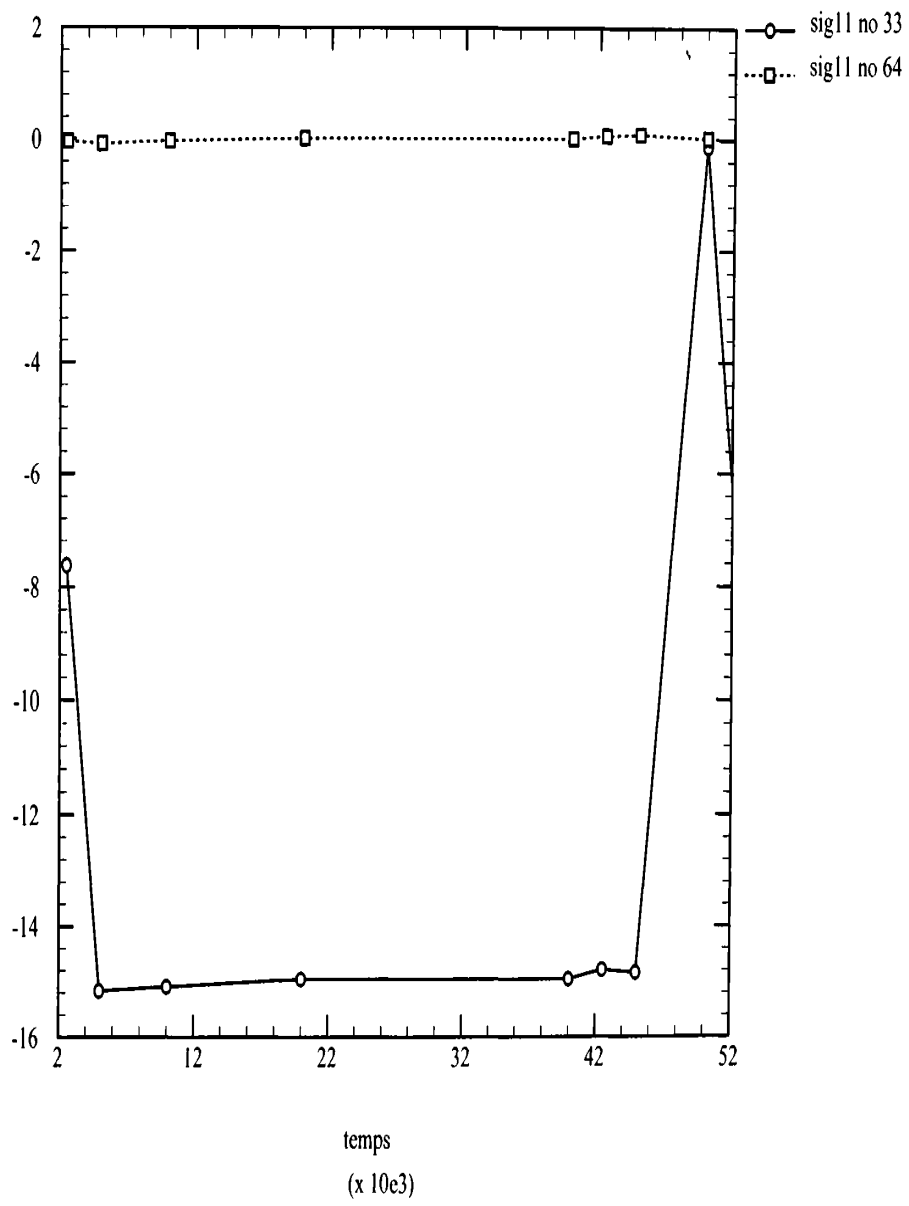


Fig.A.8.5

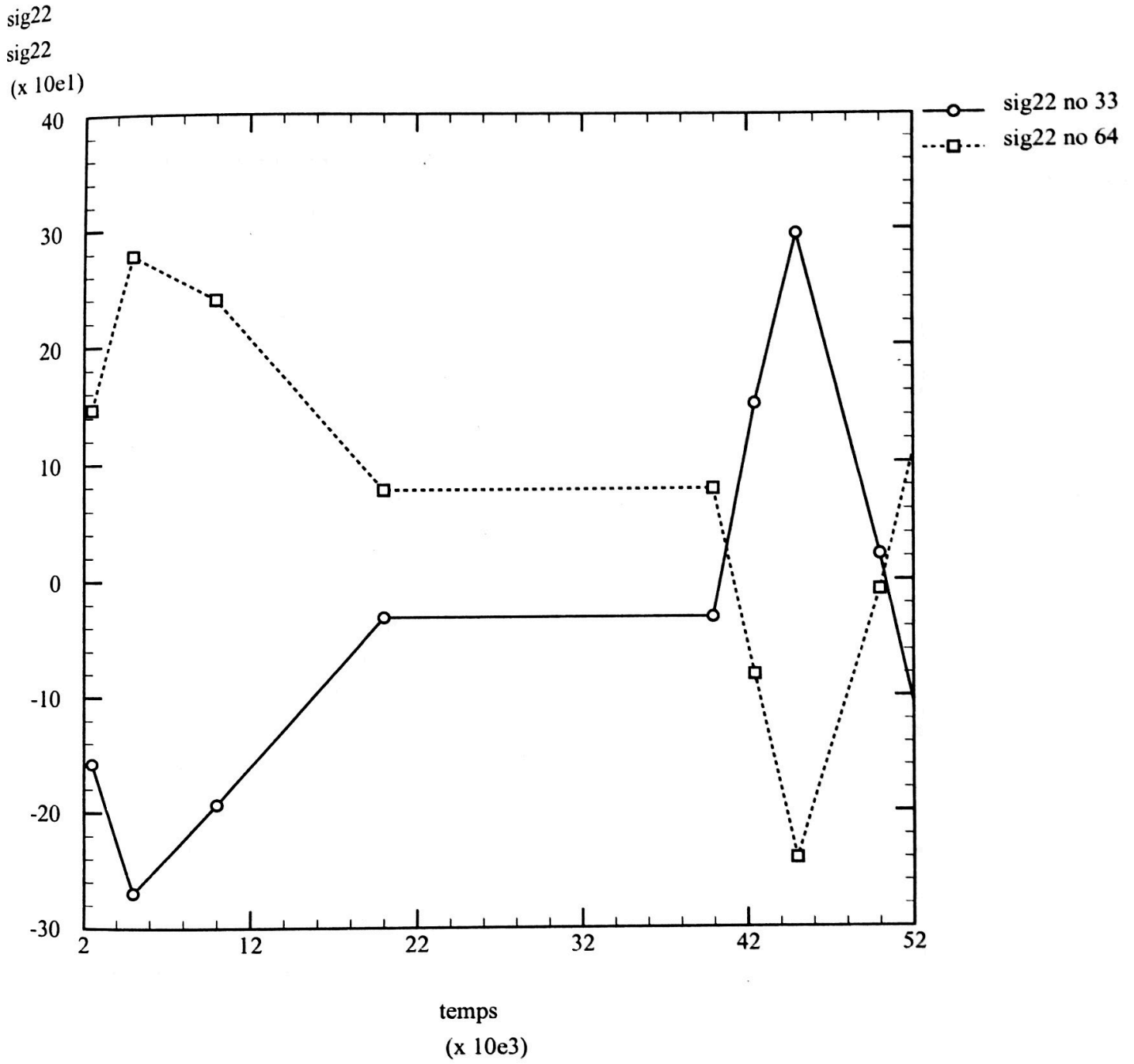


Fig.A.8.6

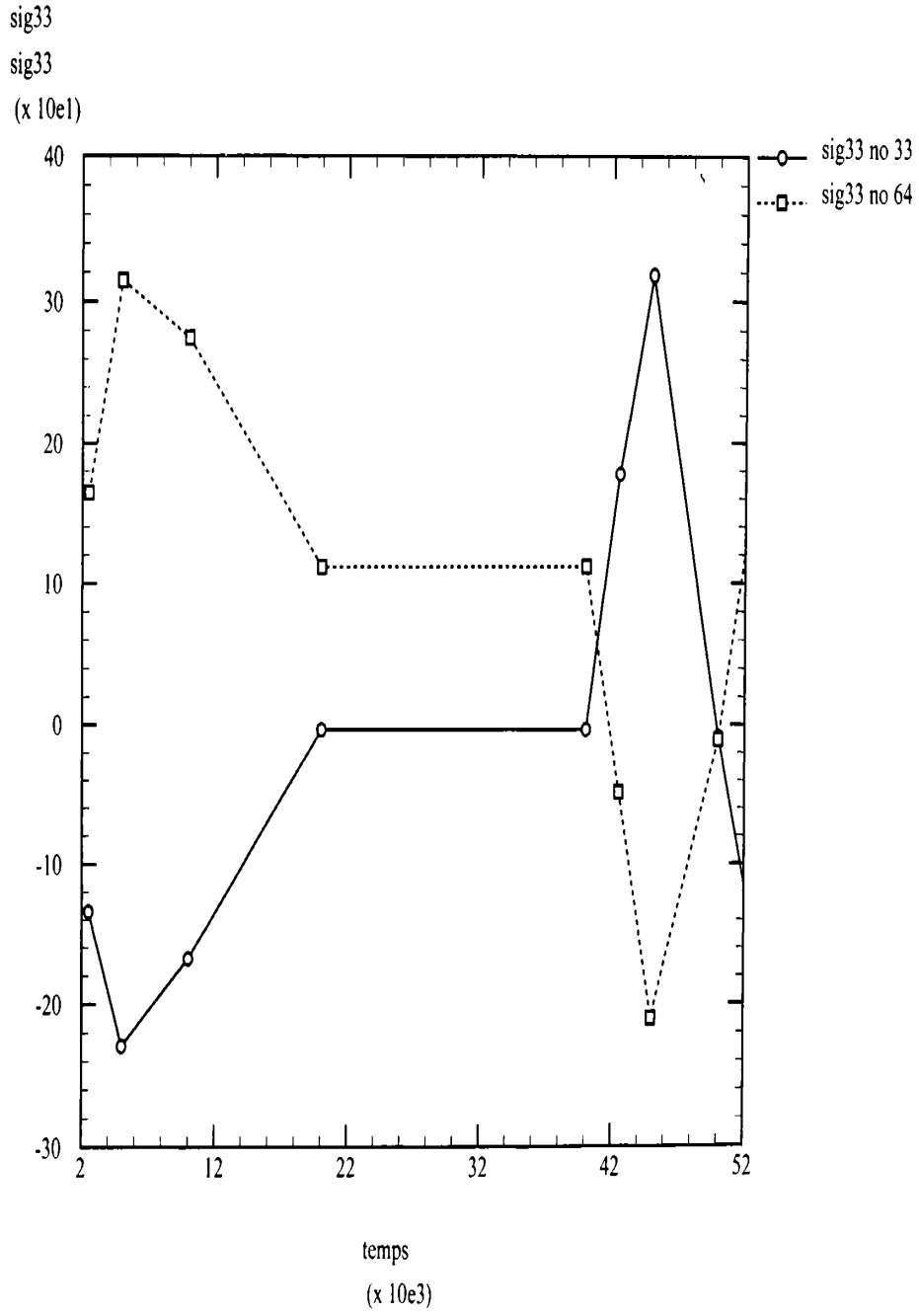


Fig.A.8.7

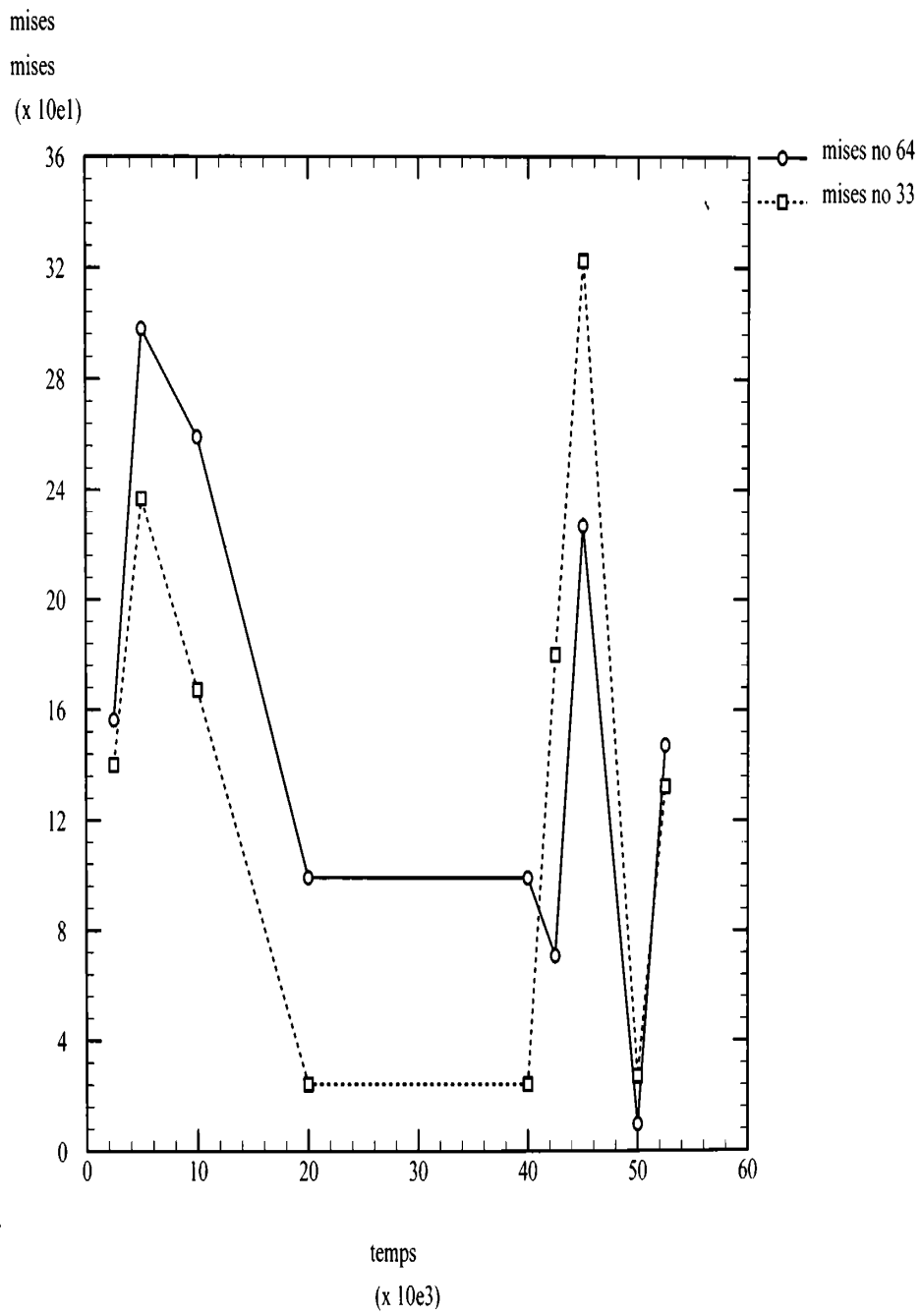


Fig.A.8.8

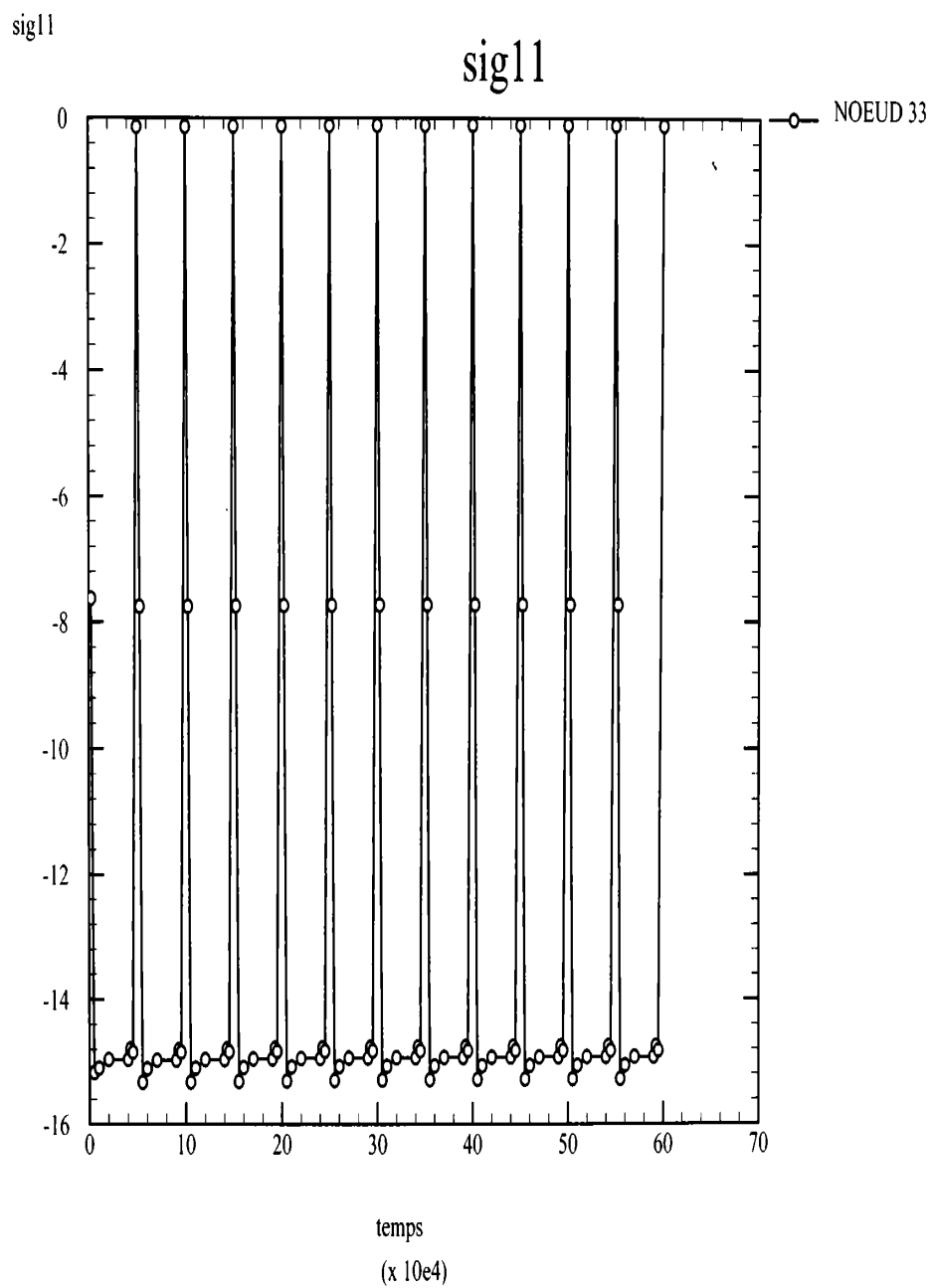


Fig.A.8.9

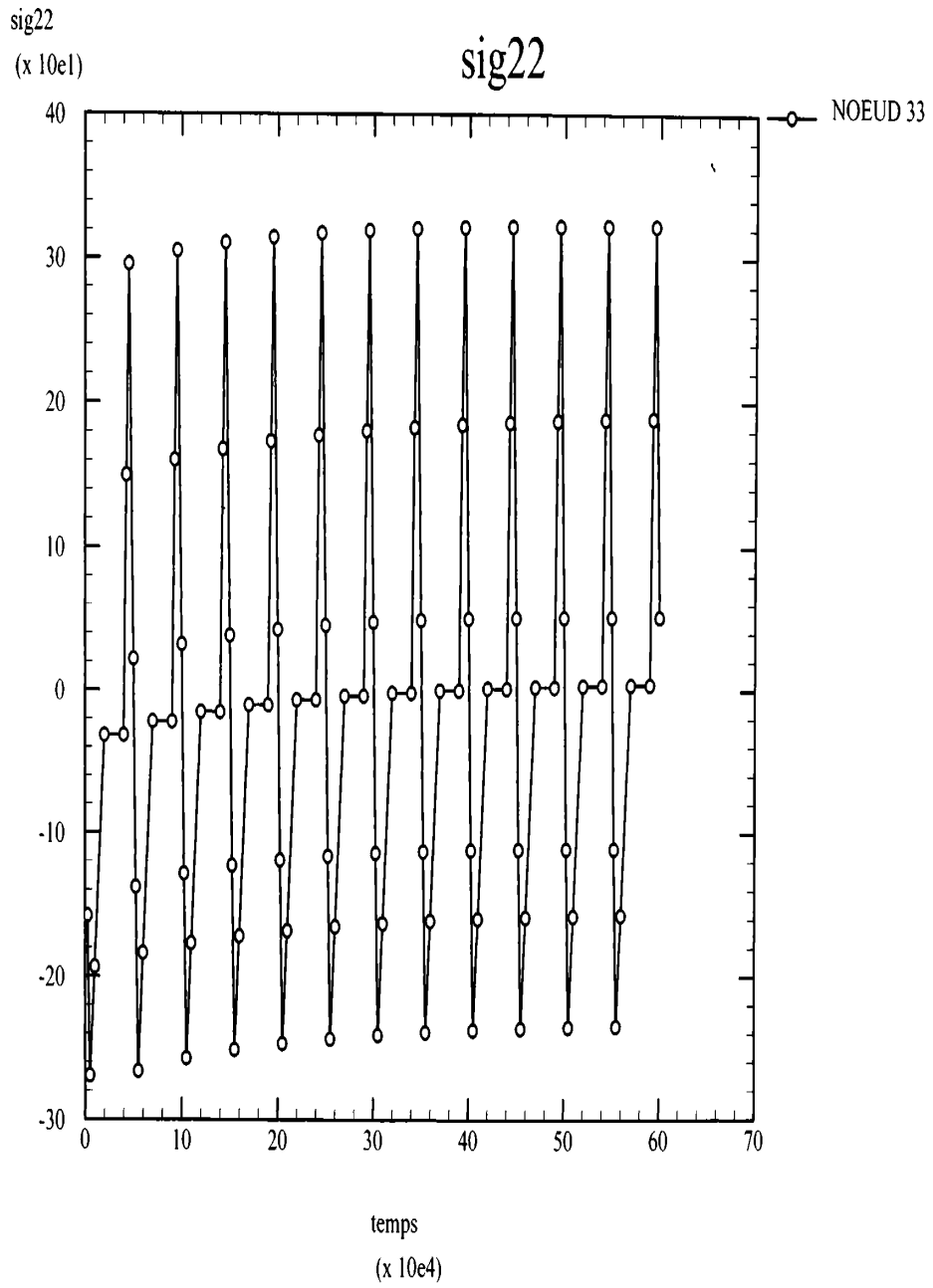


Fig.A.8.10

ZeBuLoN 7

tublili

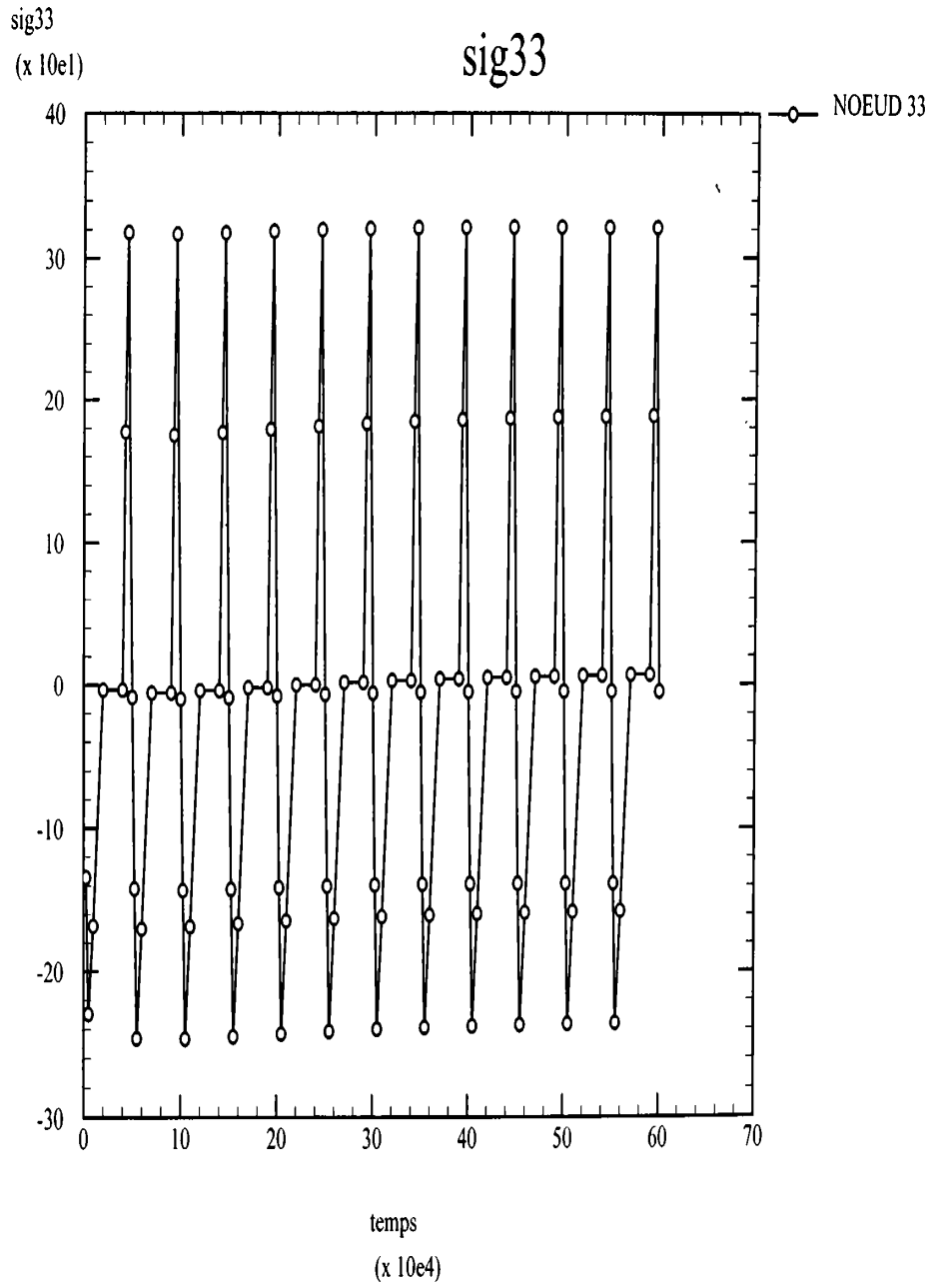


Fig.A.8.11



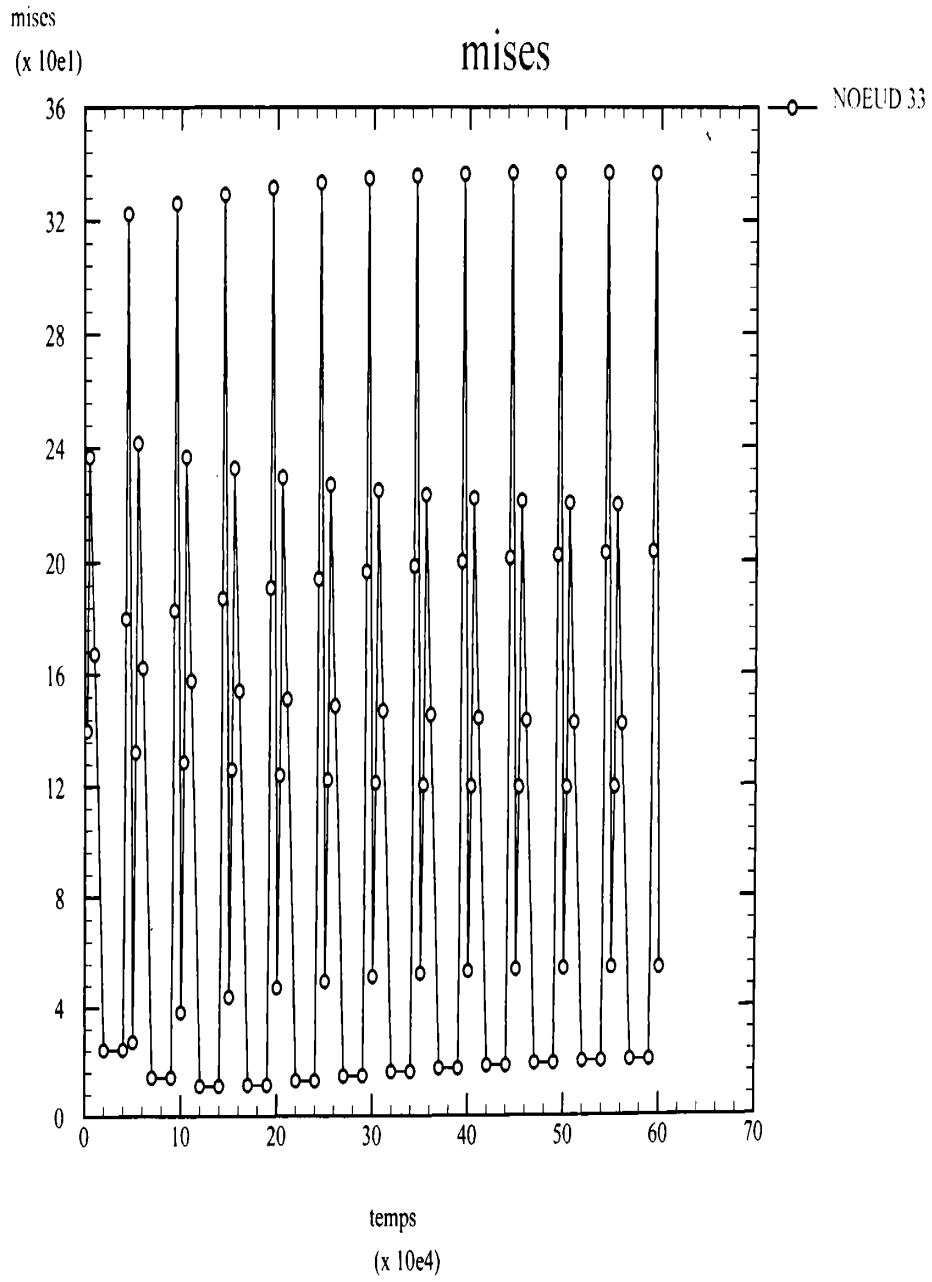


Fig.A.8.12

ZeBuLoN 7

tublili

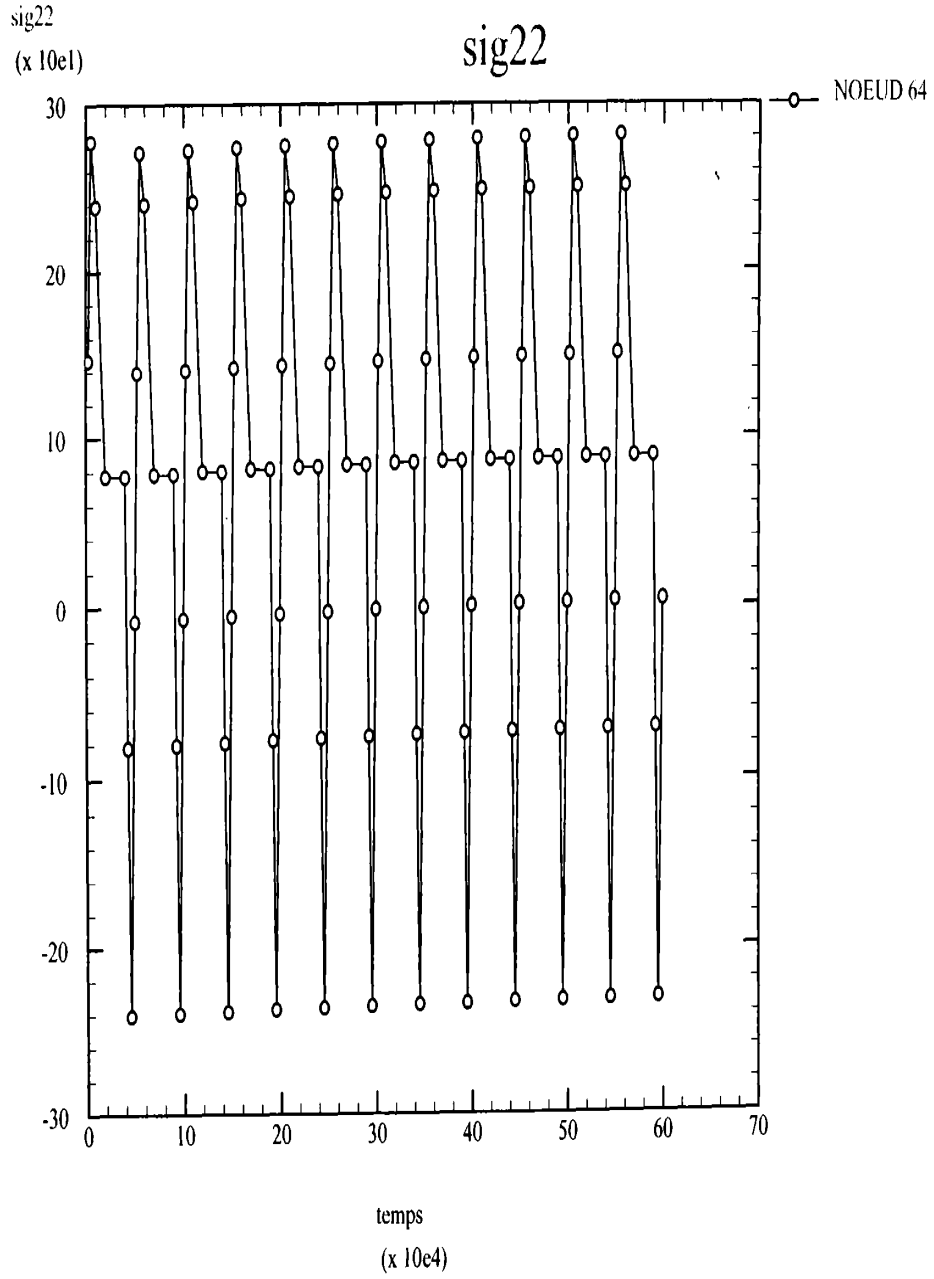


Fig.A.8.13

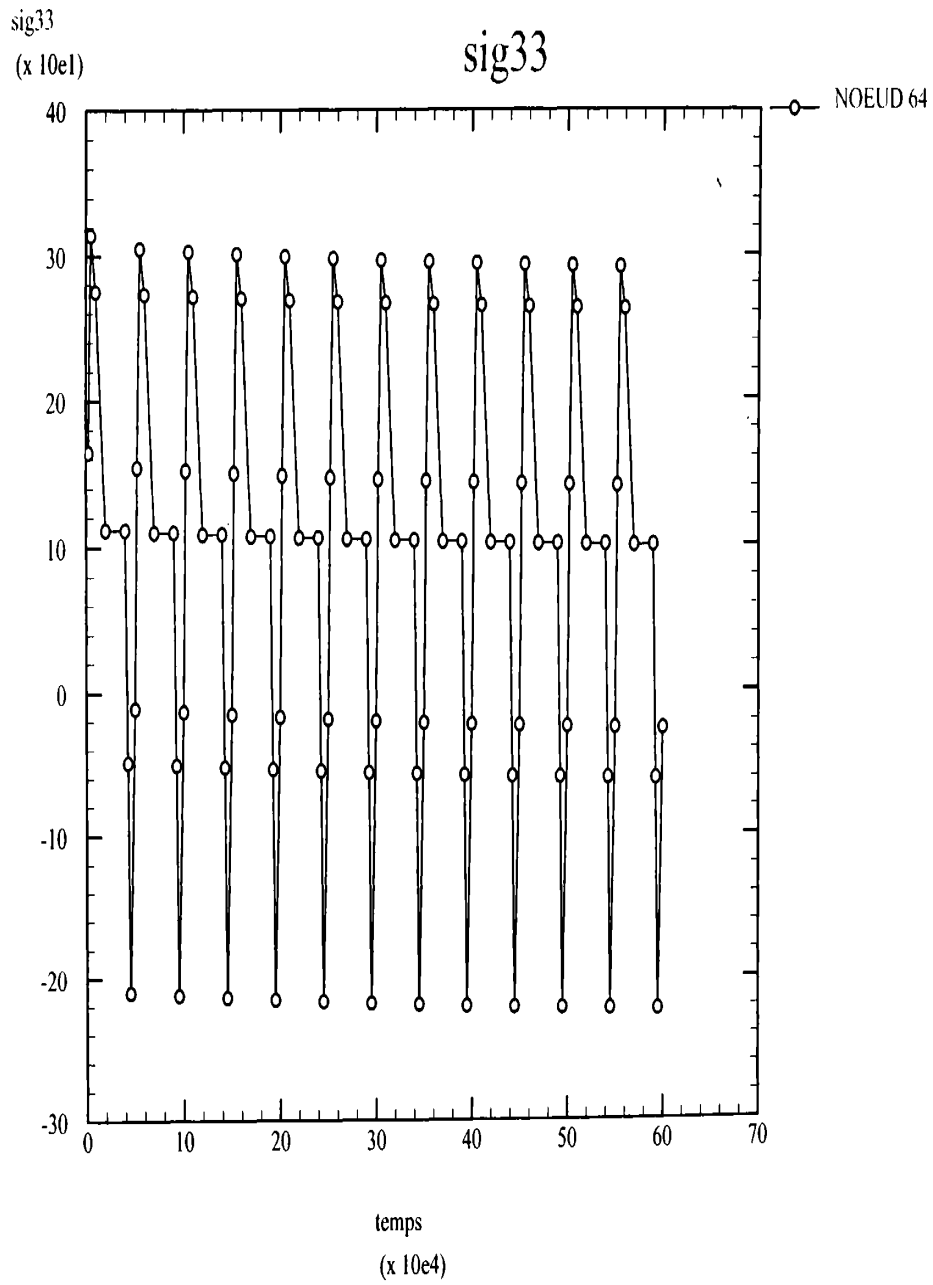


Fig.A.8.14

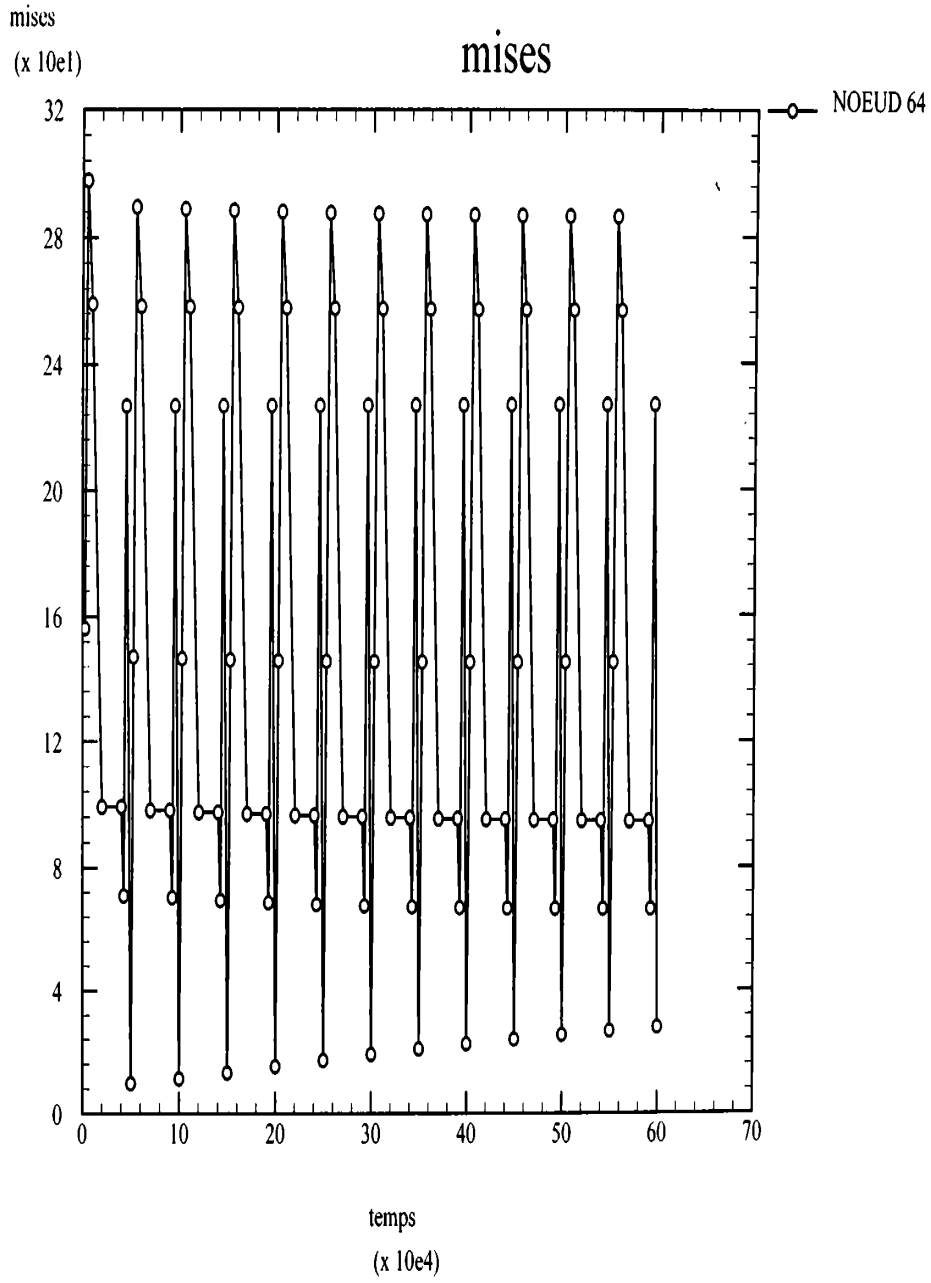


Fig.A.8.15

sig22  
sig22  
(x 10e1)

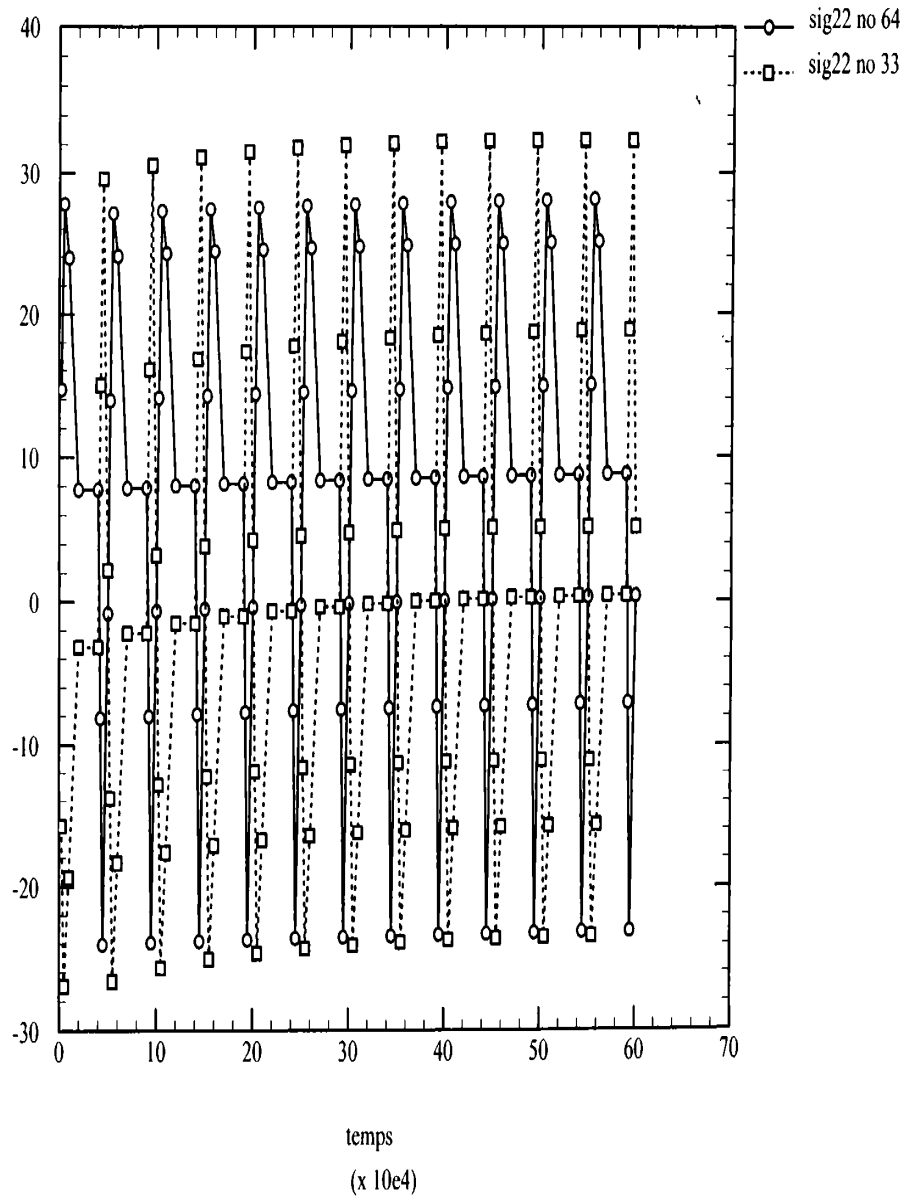


Fig.A.8.16

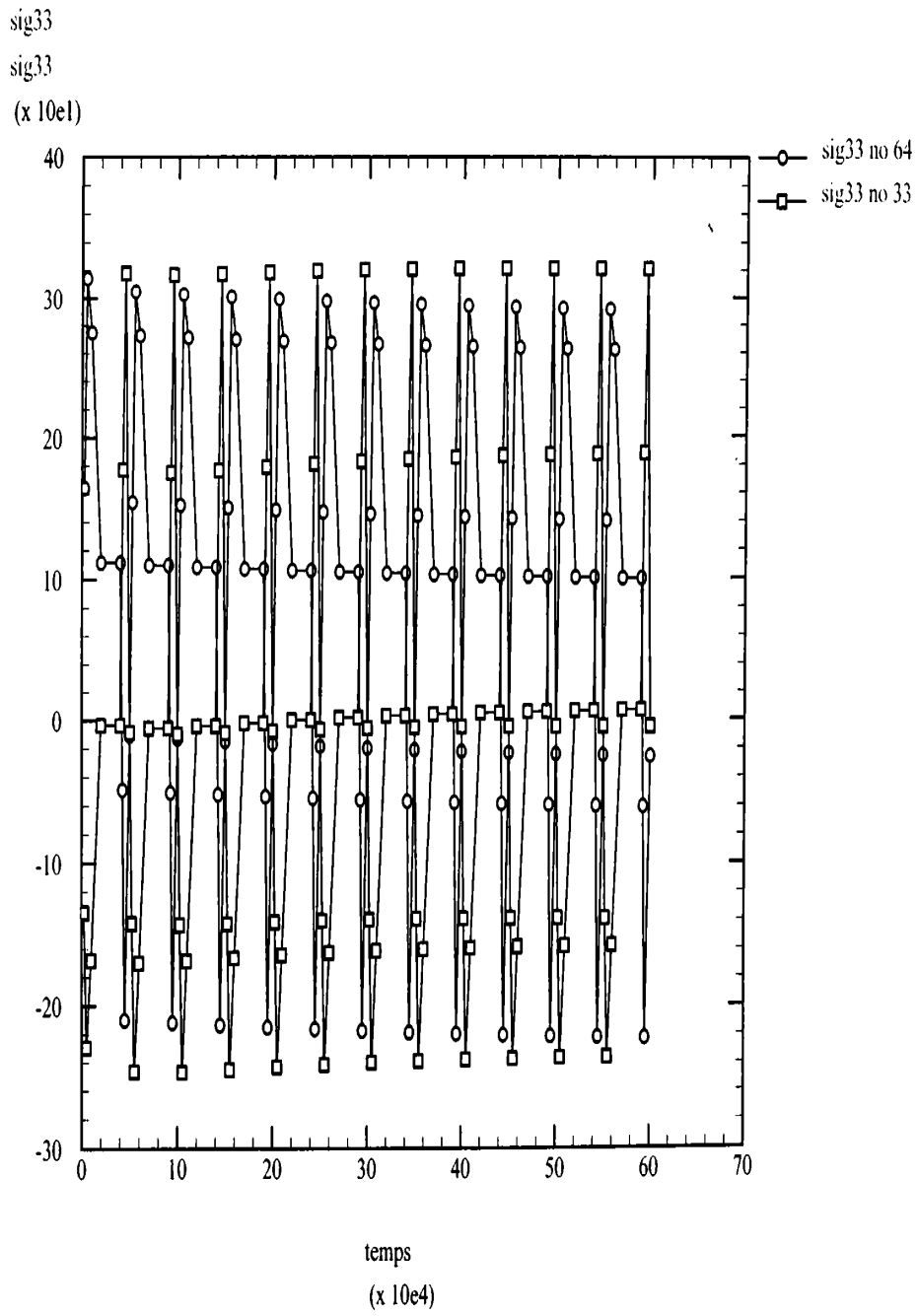


Fig.A.8.17

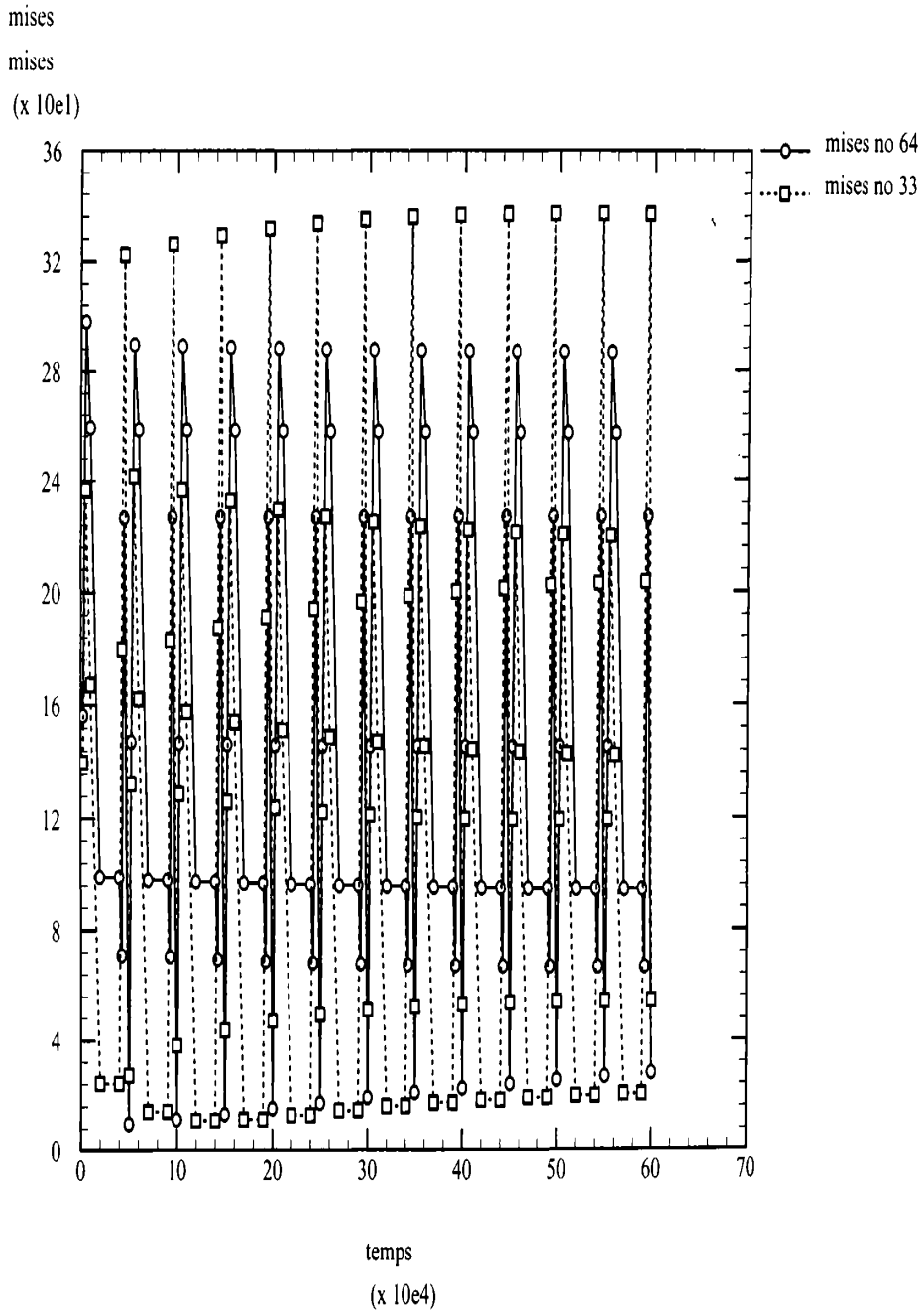


Fig.A.8.18

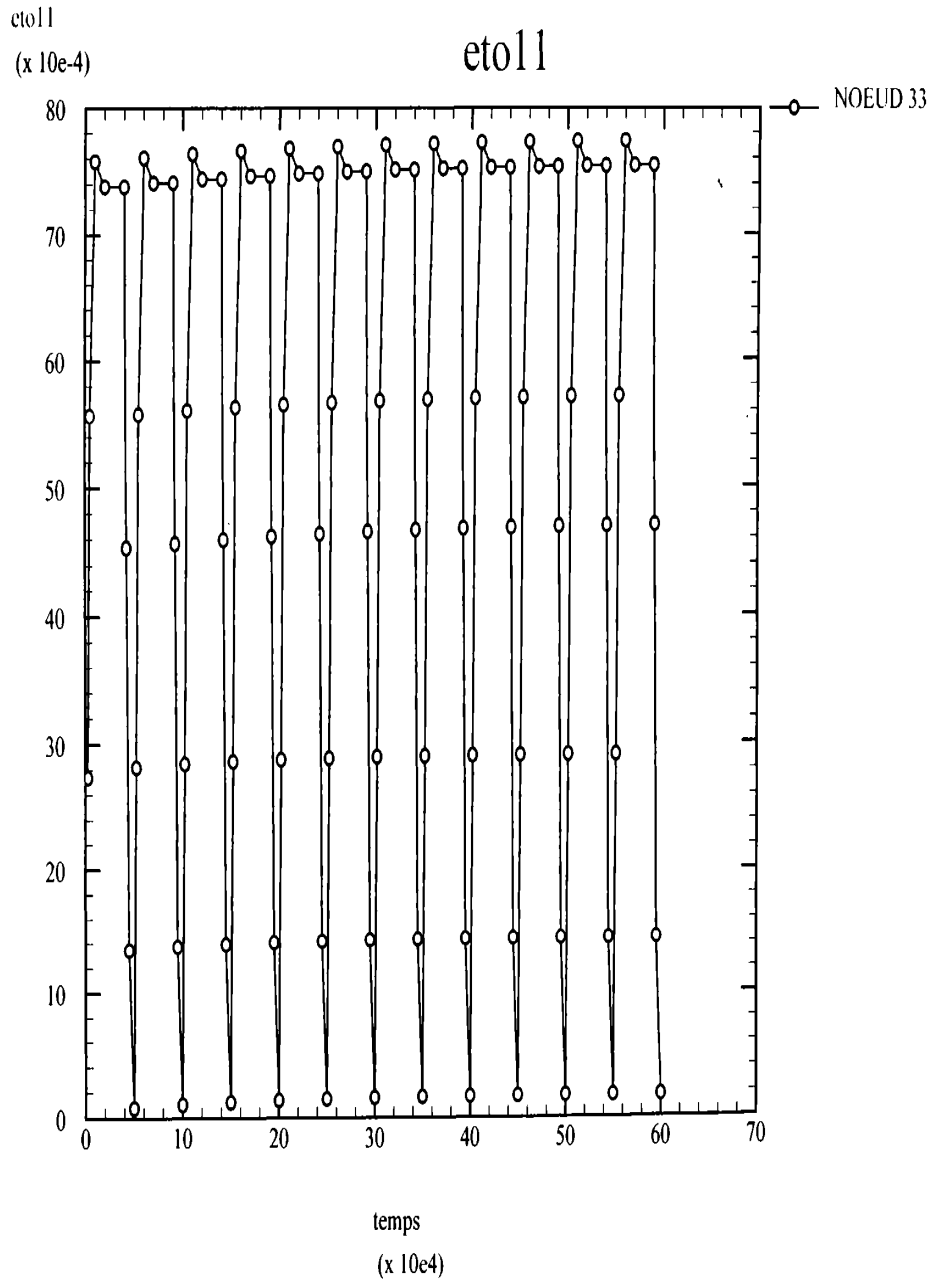


Fig.A.8.19



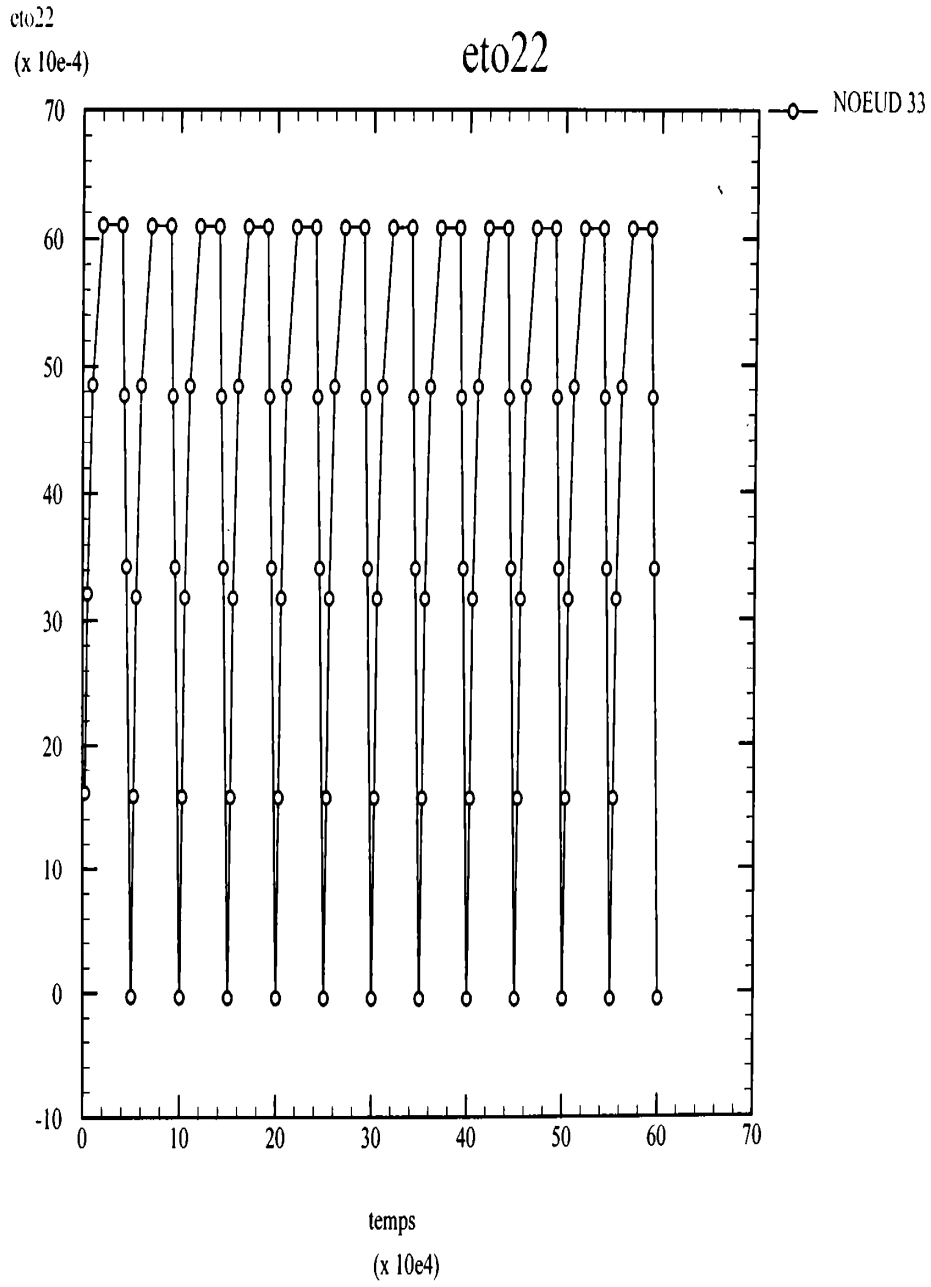


Fig.A.8.20

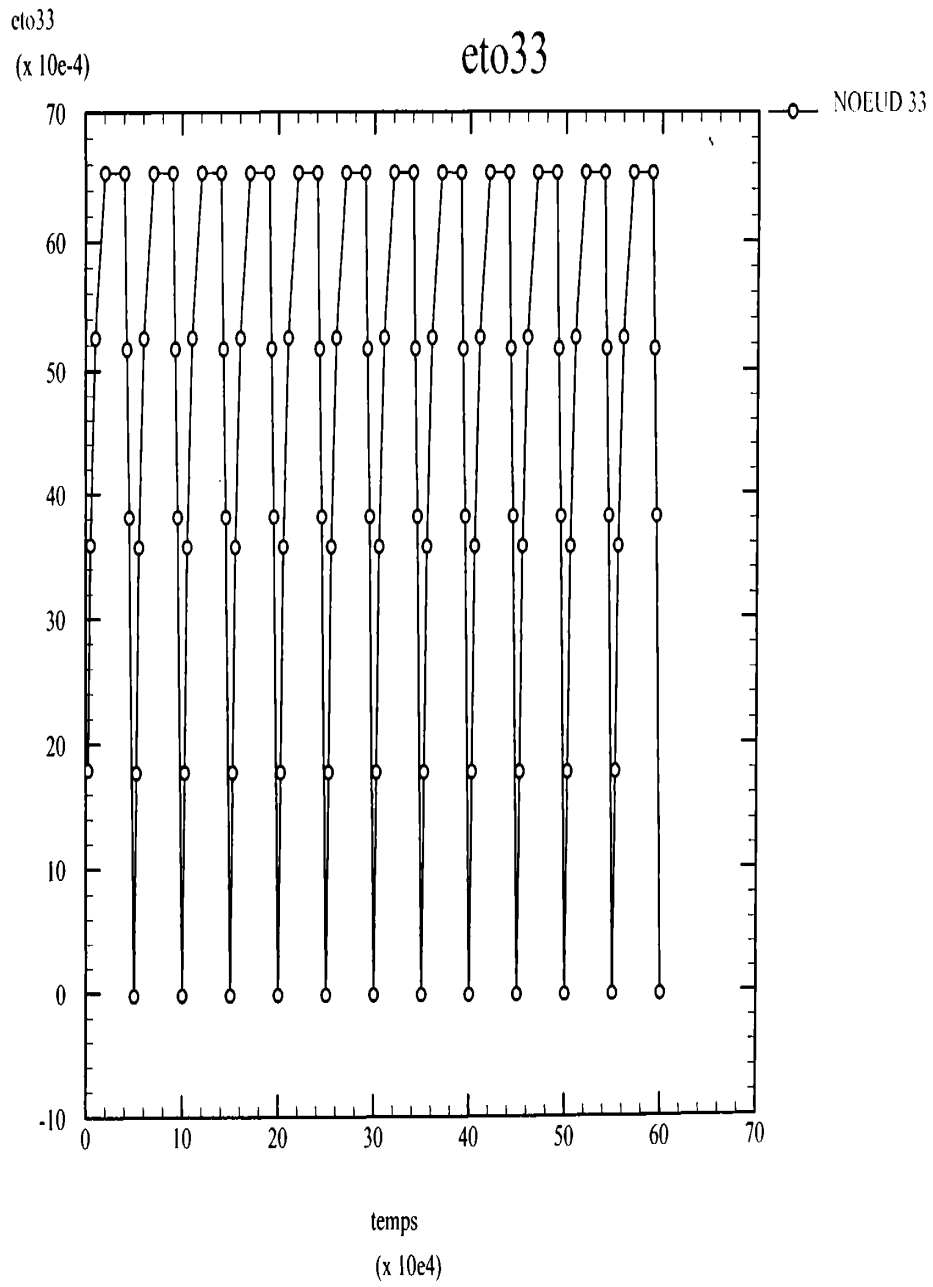


Fig.A.8.21

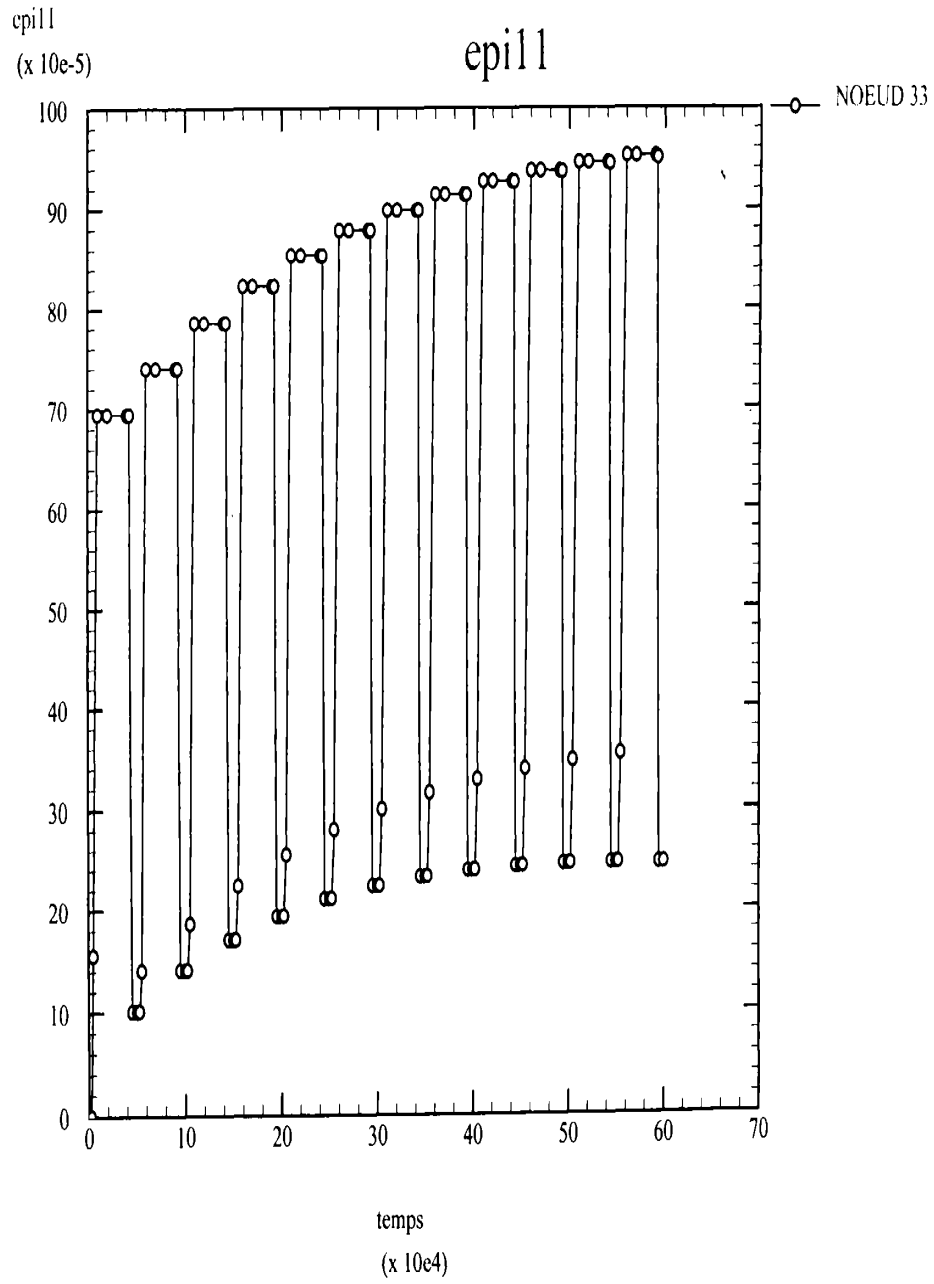


Fig.A.8.22

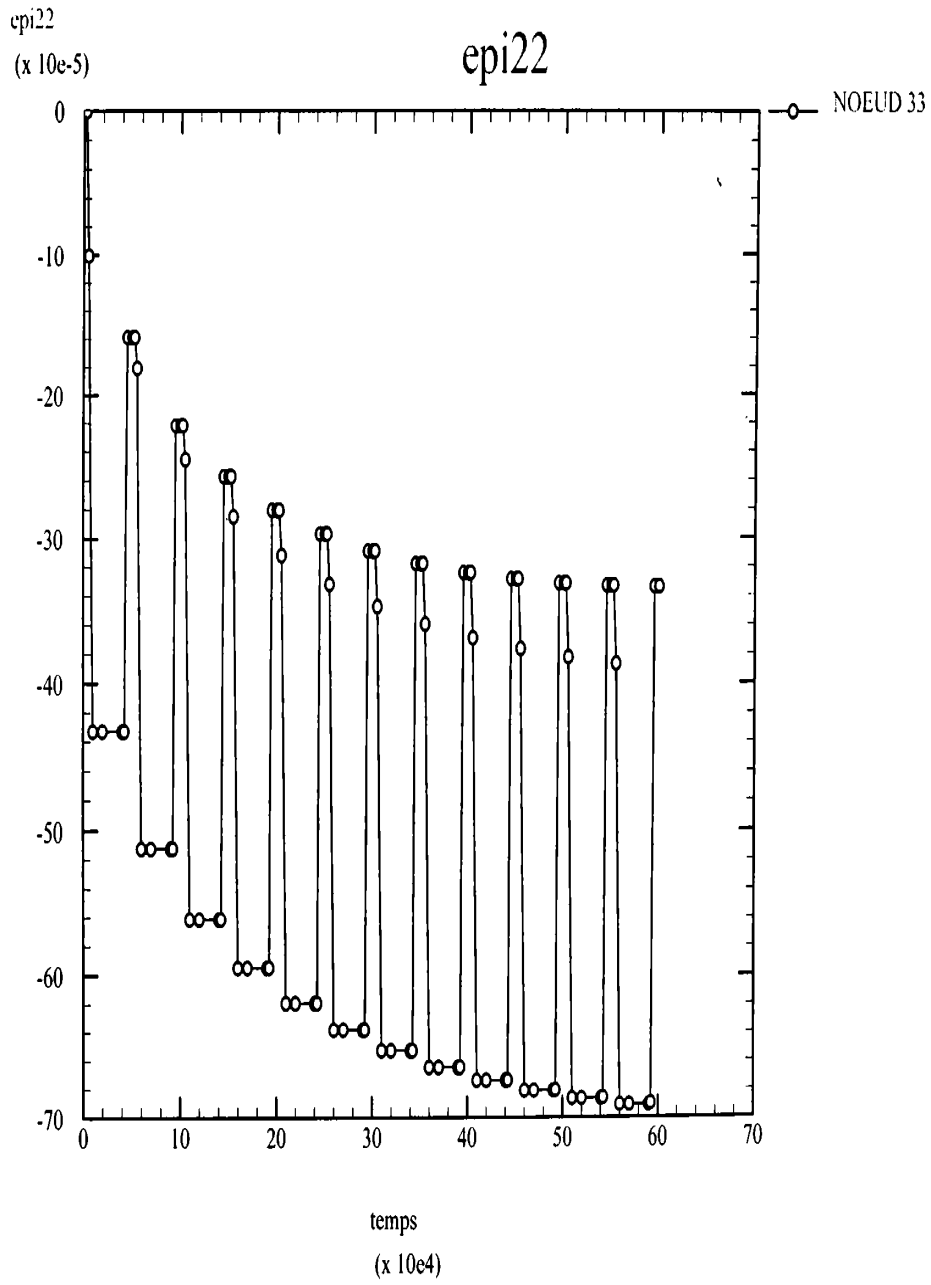


Fig.A.8.23

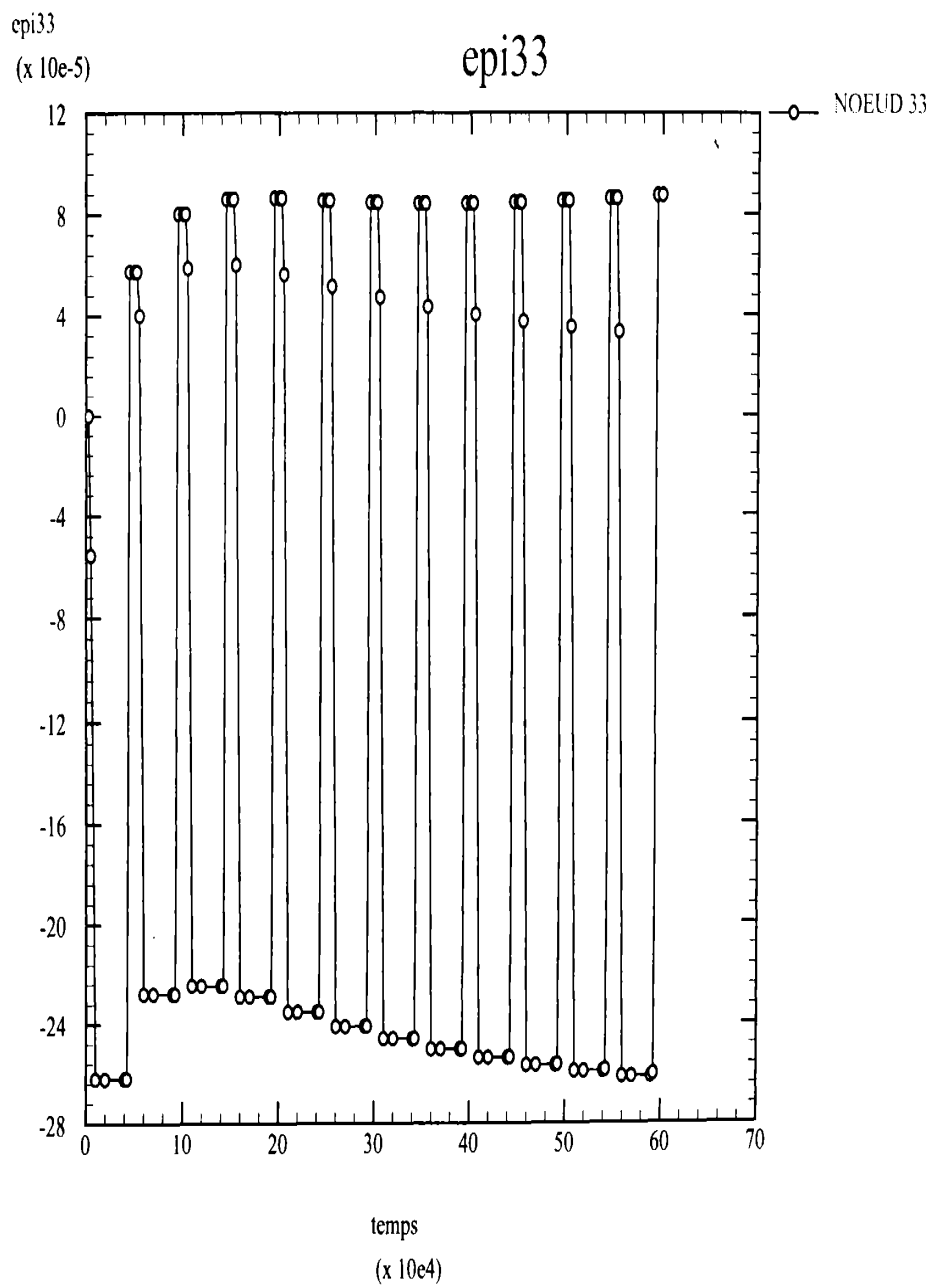


Fig.A.8.24

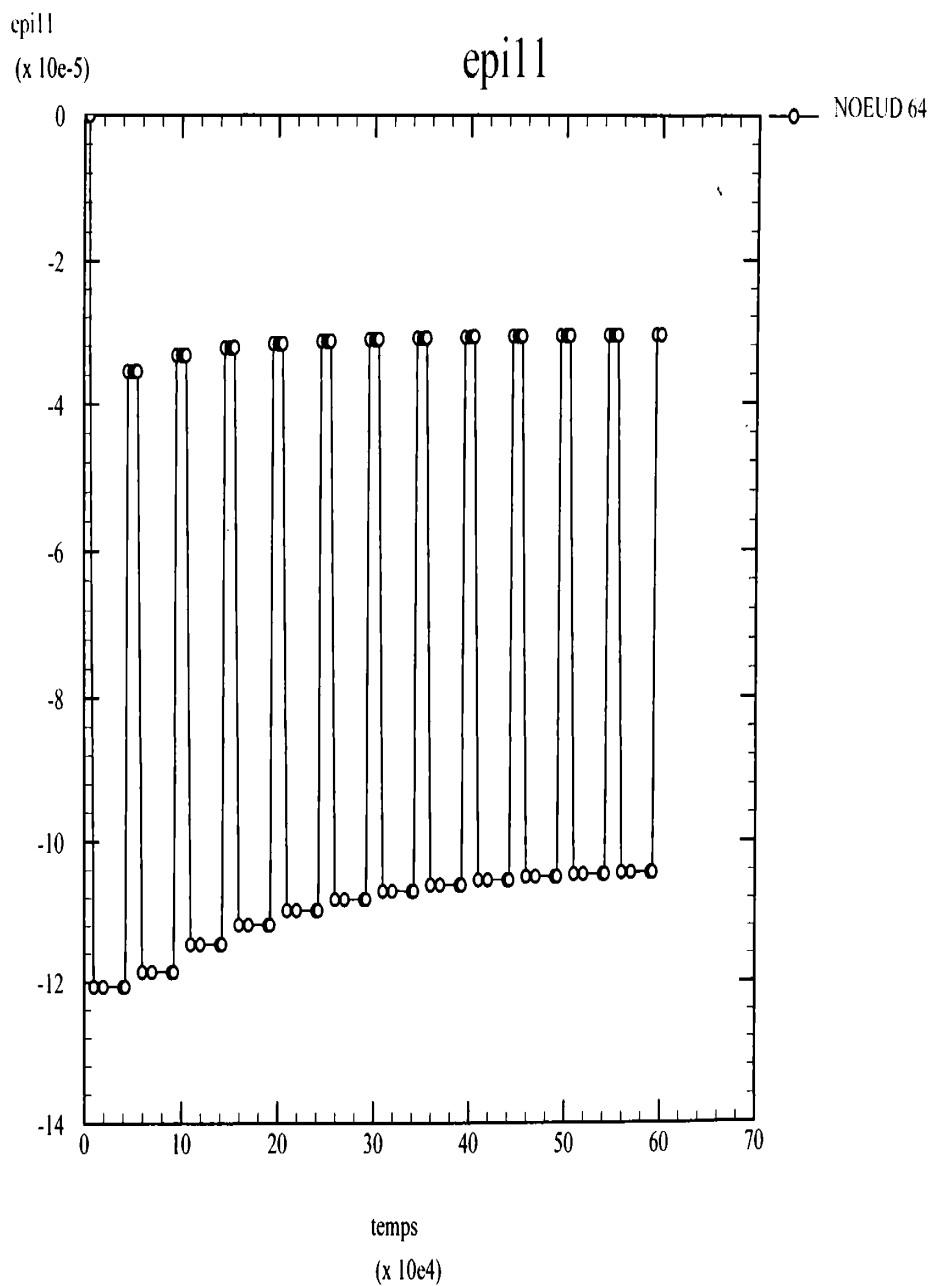


Fig.A.8.25

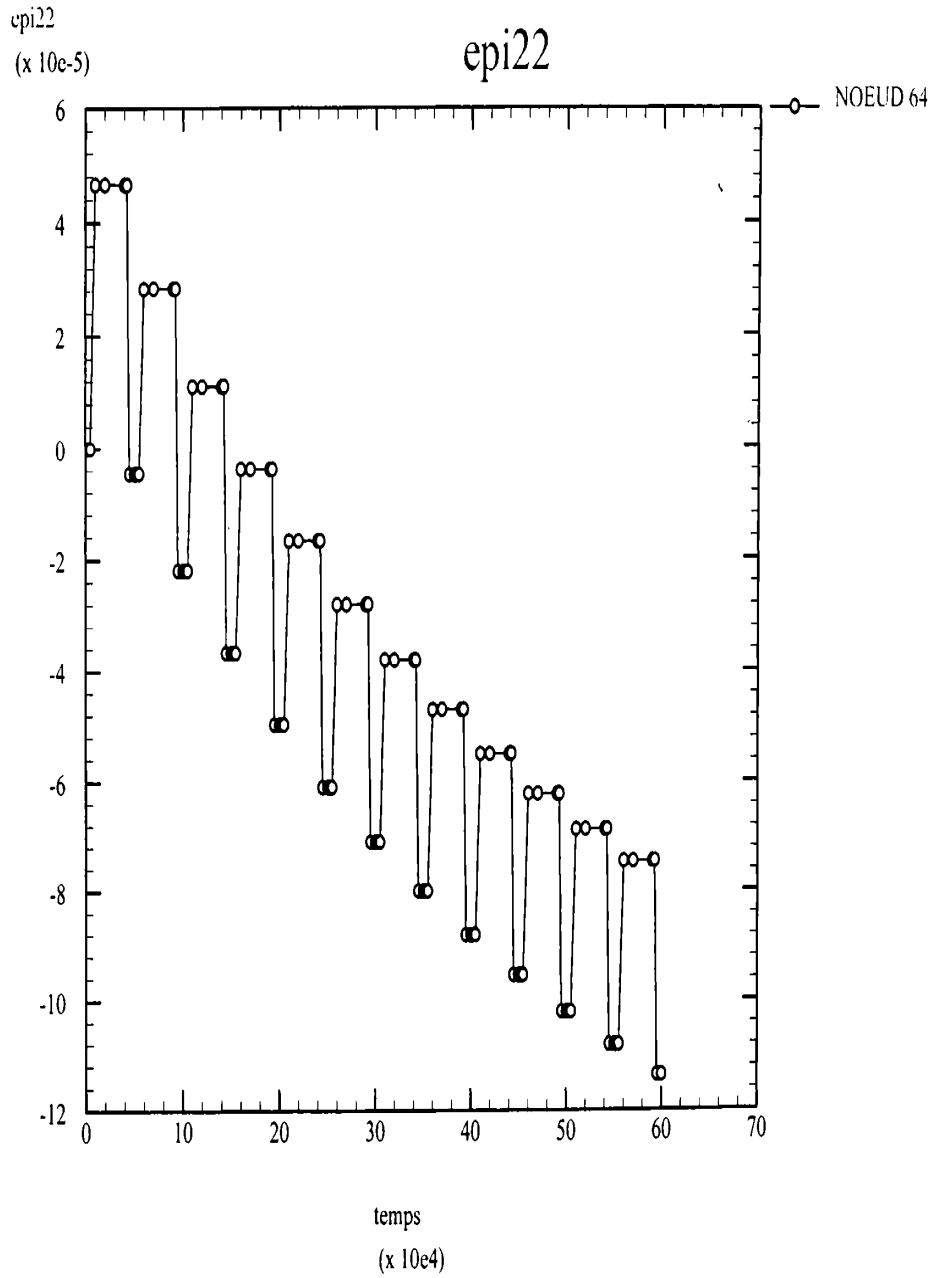


Fig.A.8.26

ZeBuLoN 7

tublili

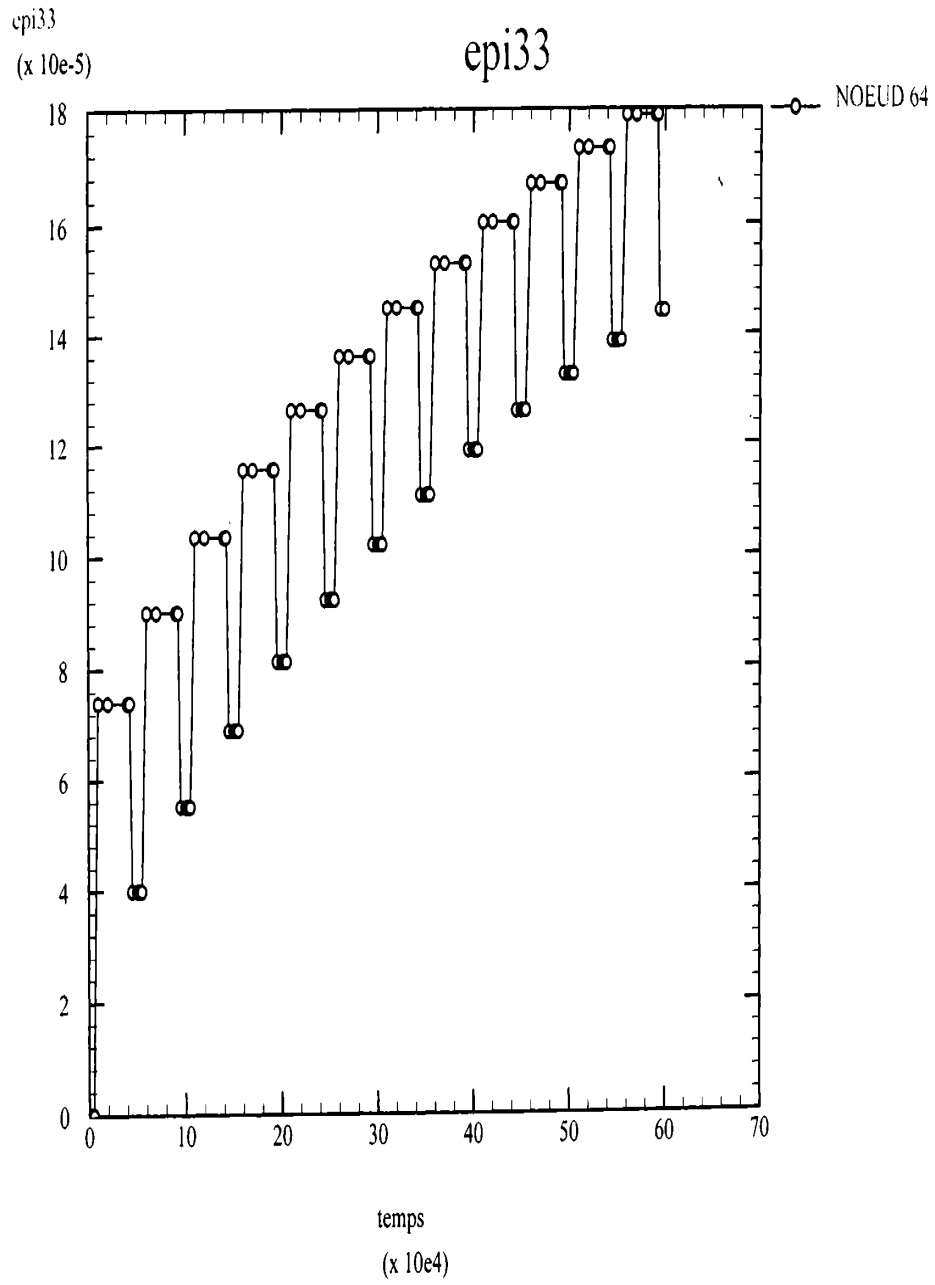


Fig.A.8.27



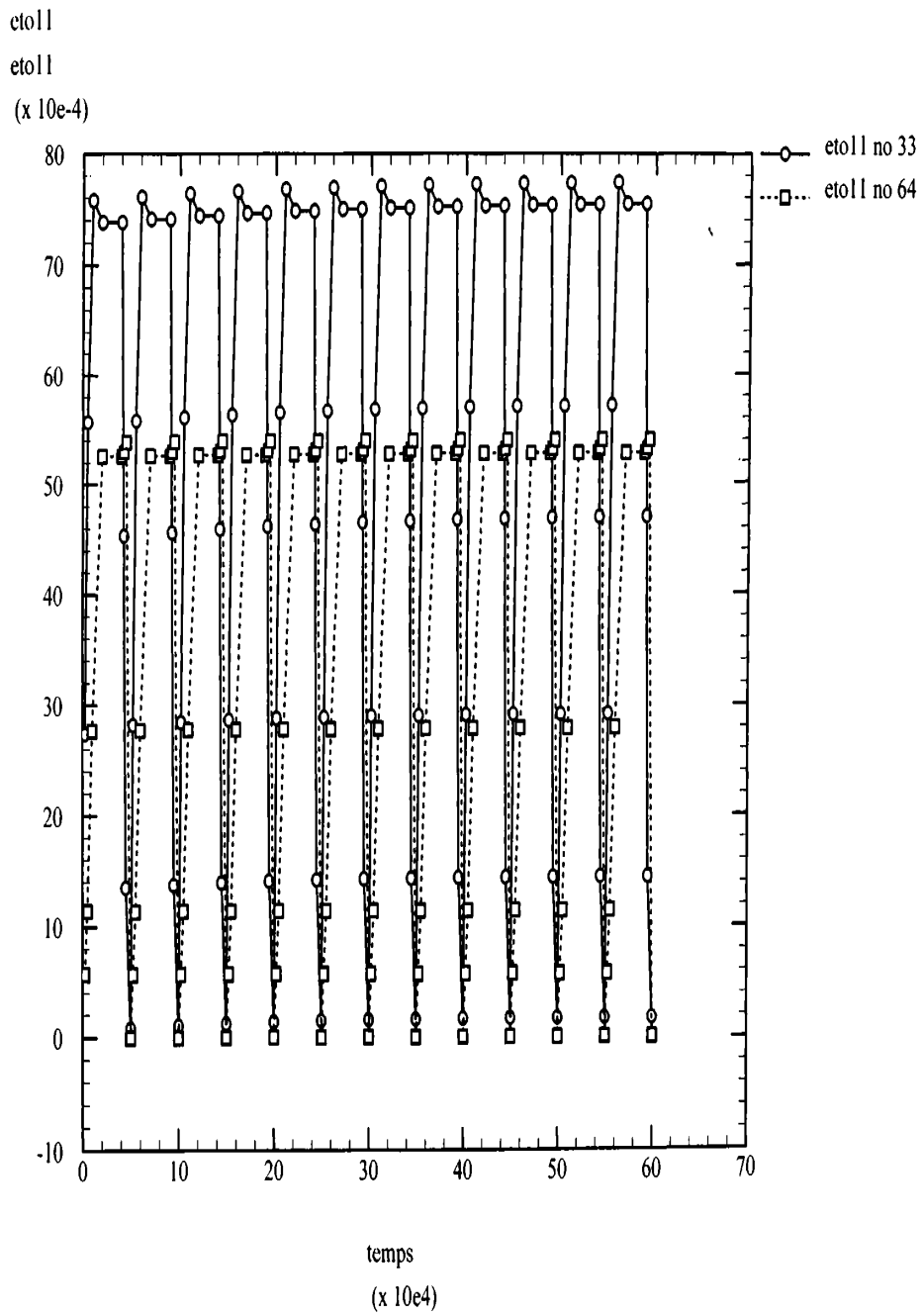


Fig.A.8.28

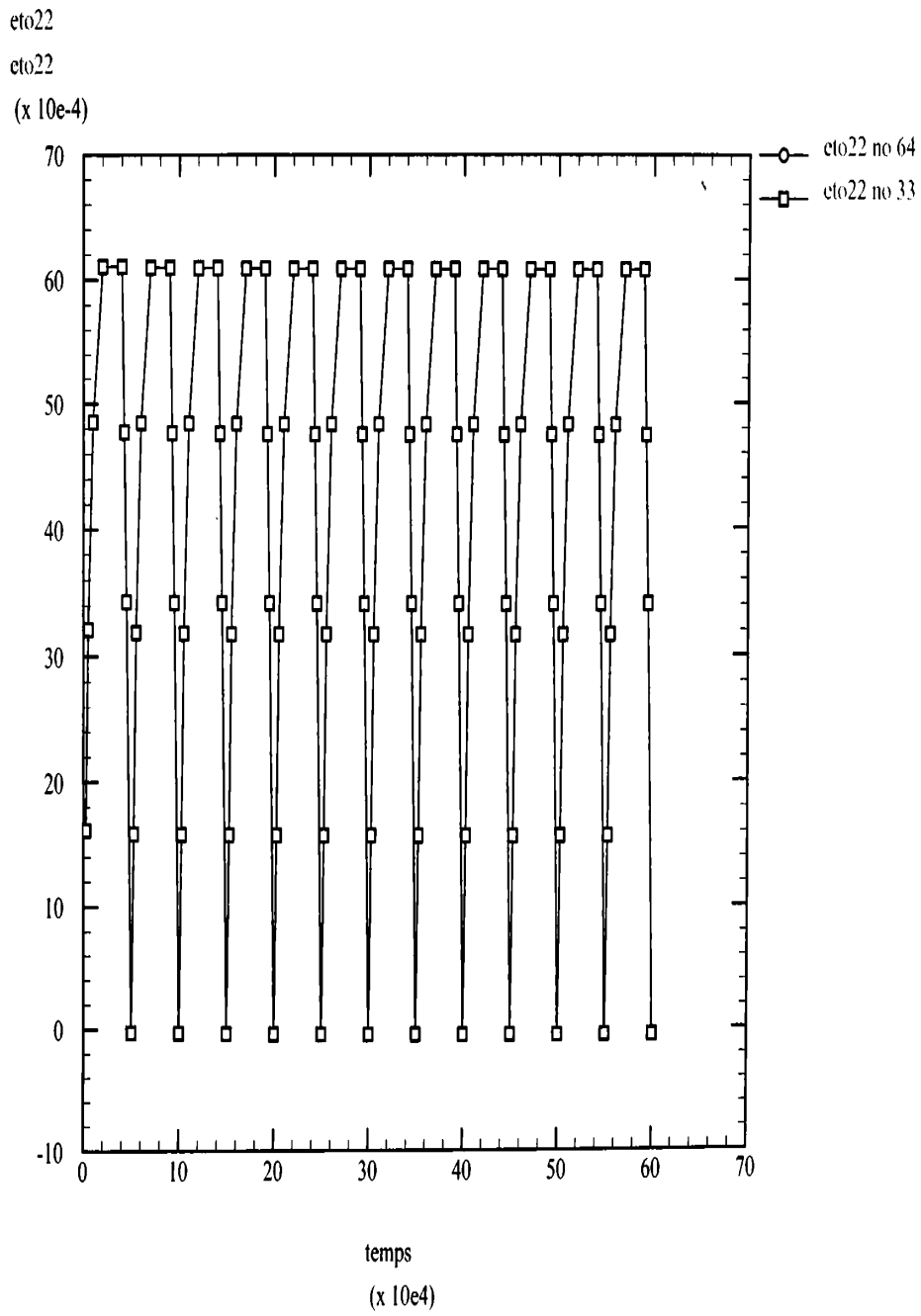


Fig.A.8.29

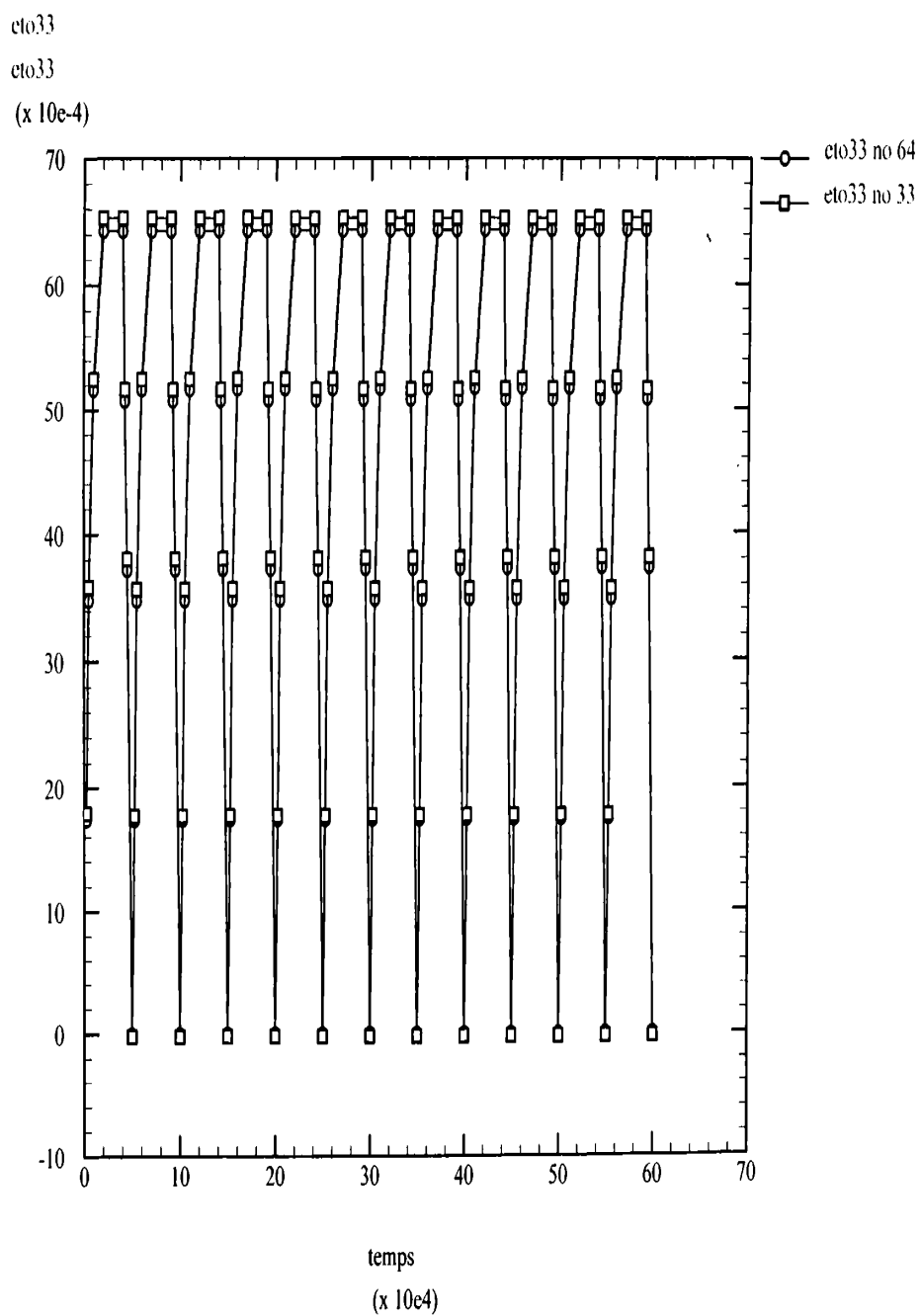


Fig.A.8.30

epil1  
epil1  
(x 10e-5)

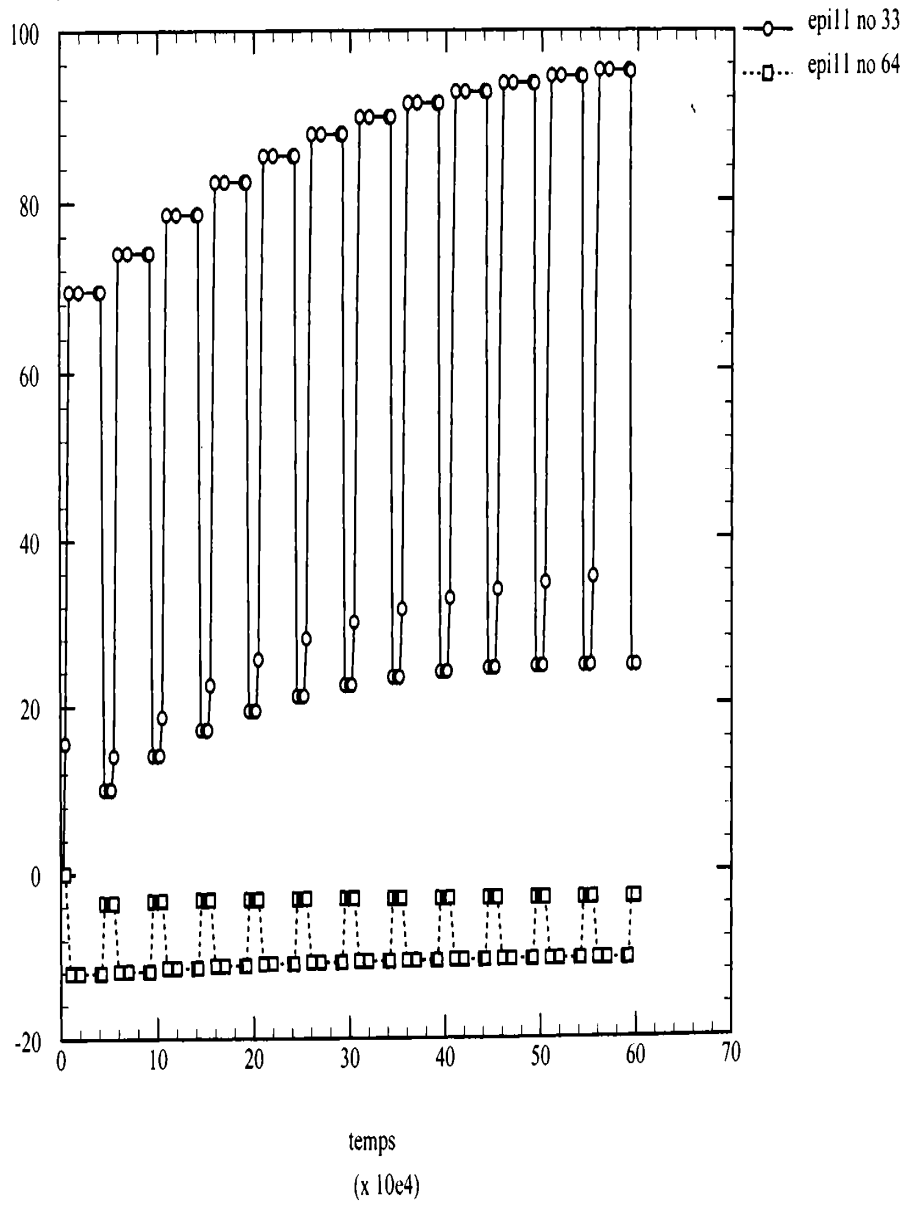


Fig.A.8.31

epi22  
epi22  
(x 10e-5)

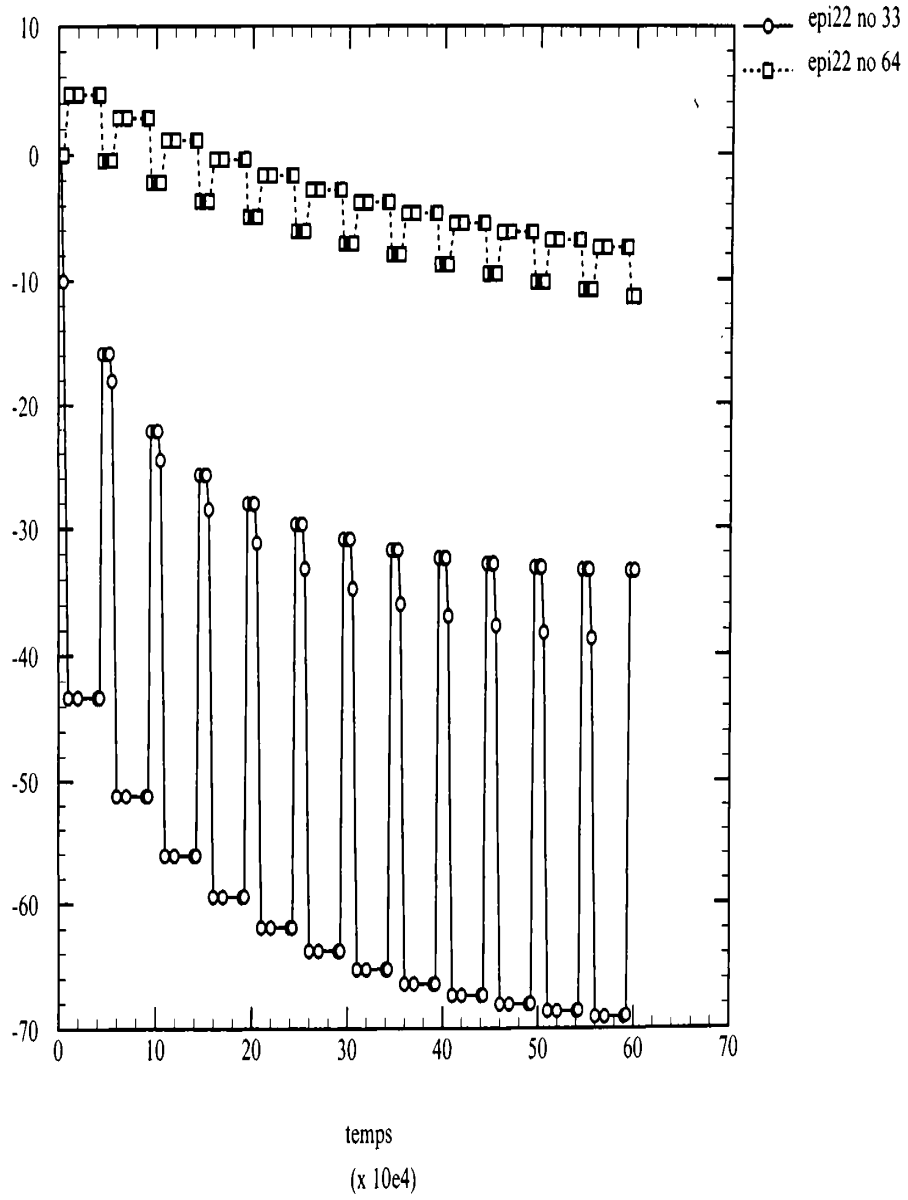


Fig.A.8.32

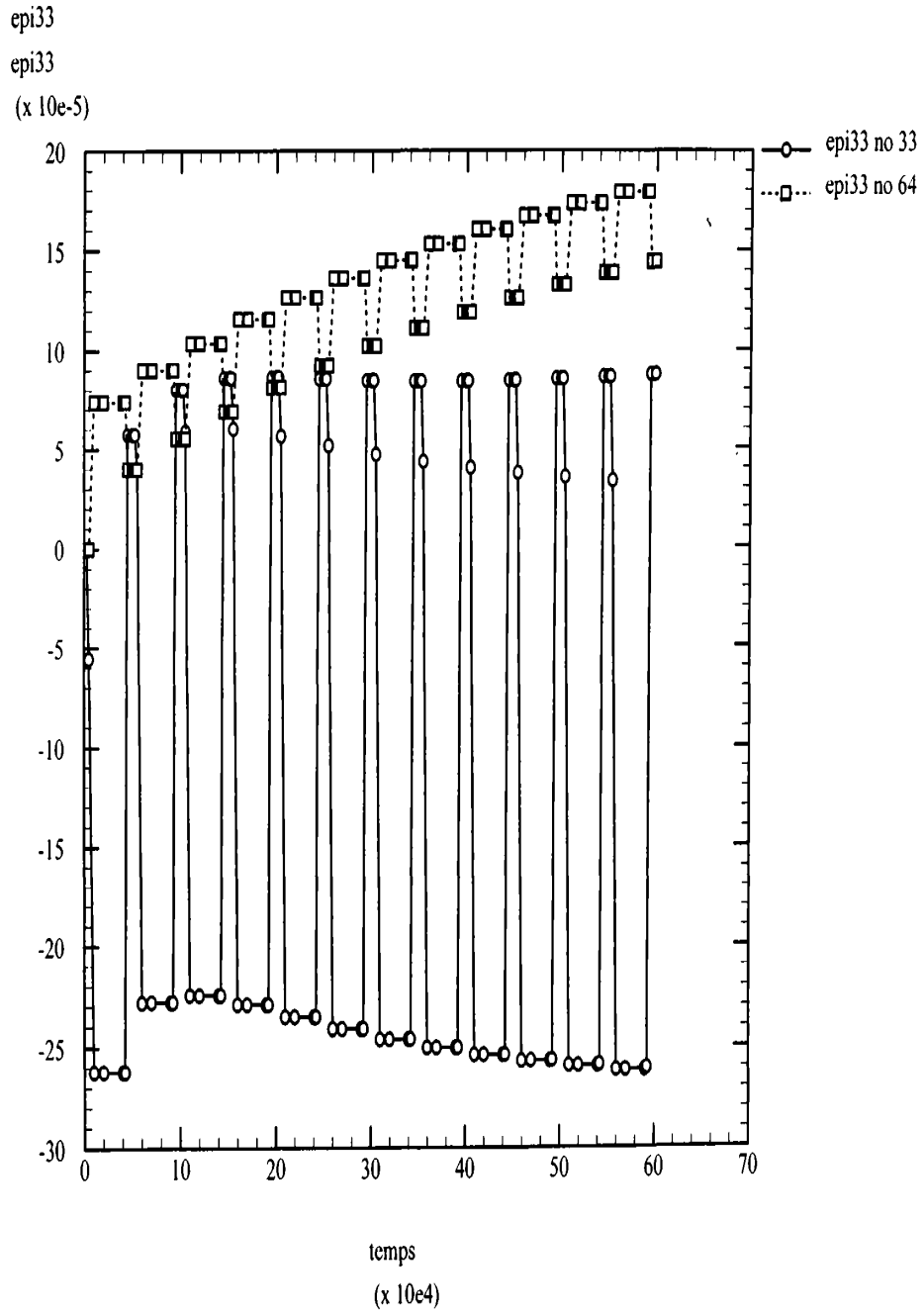


Fig.A.8.33

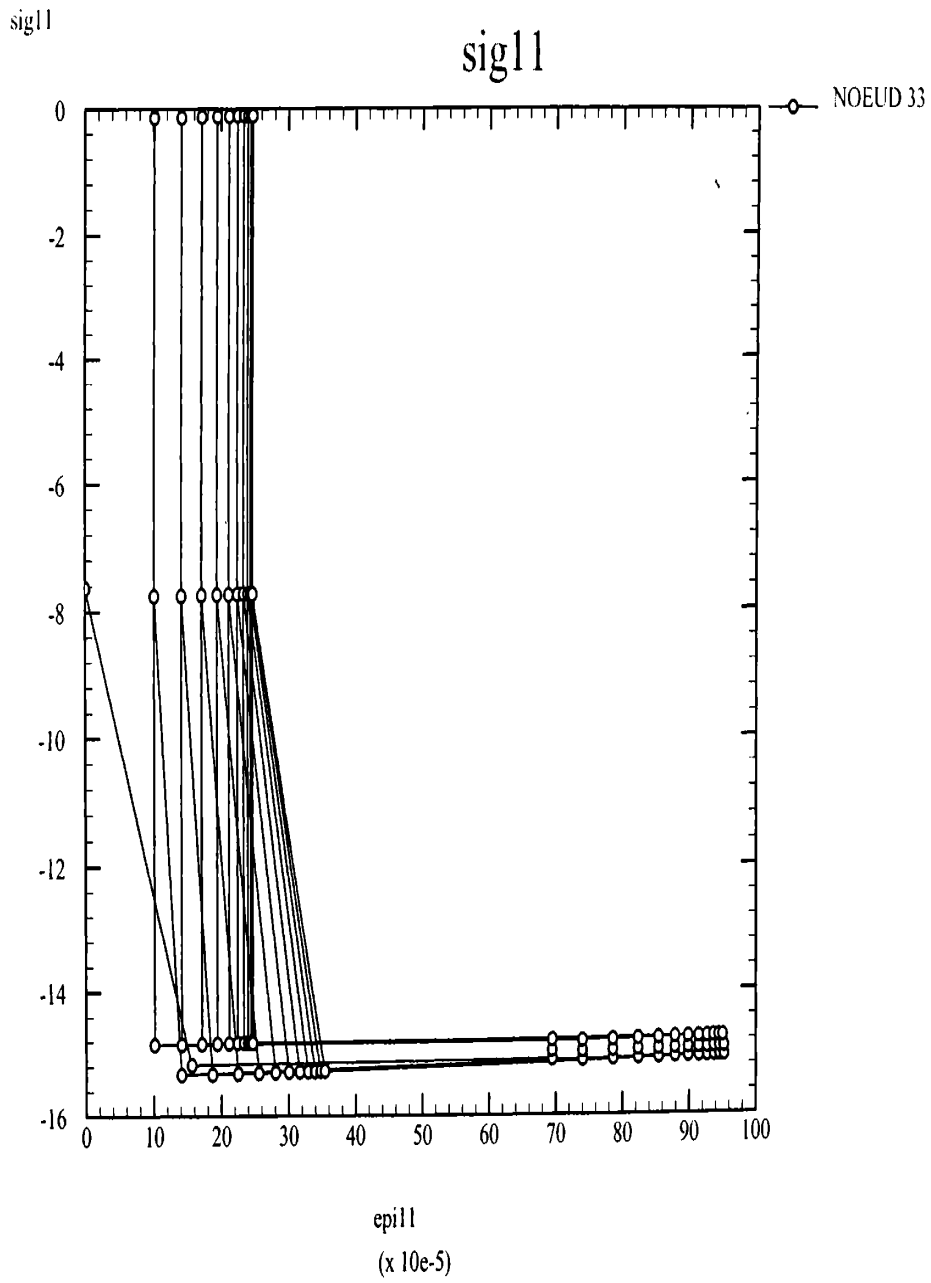


Fig.A.8.34

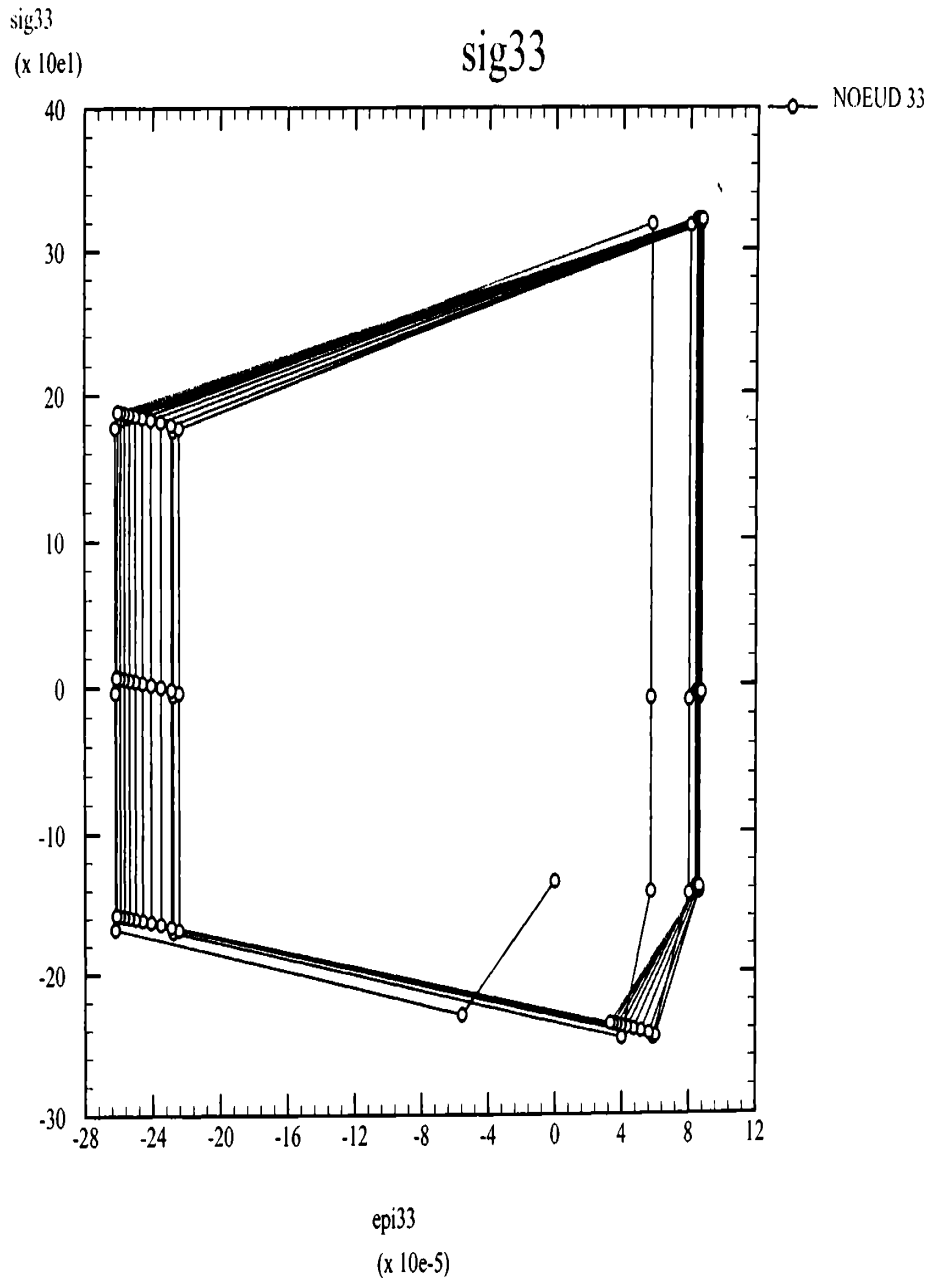


Fig.A.8.35



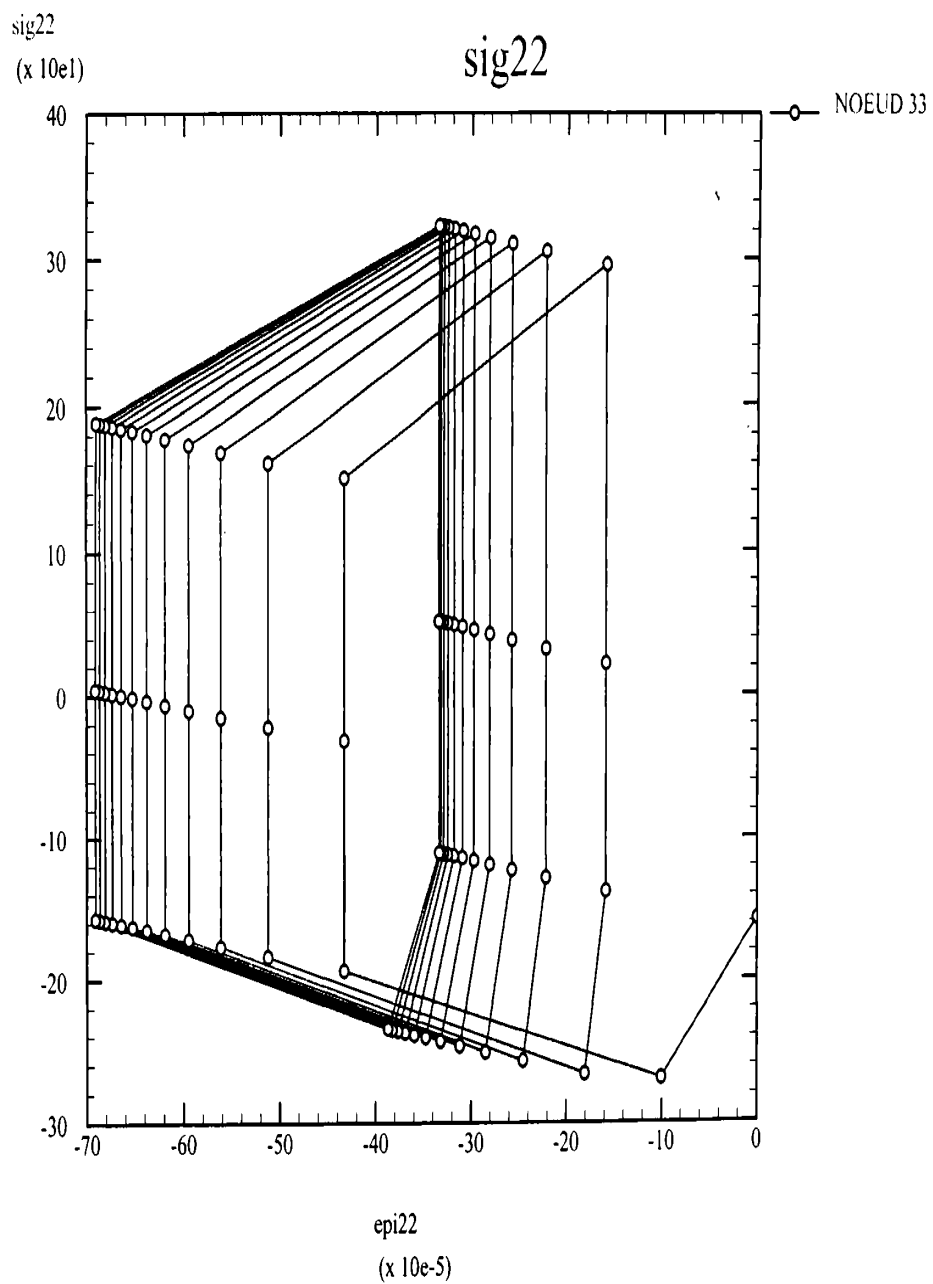


Fig.A.8.36

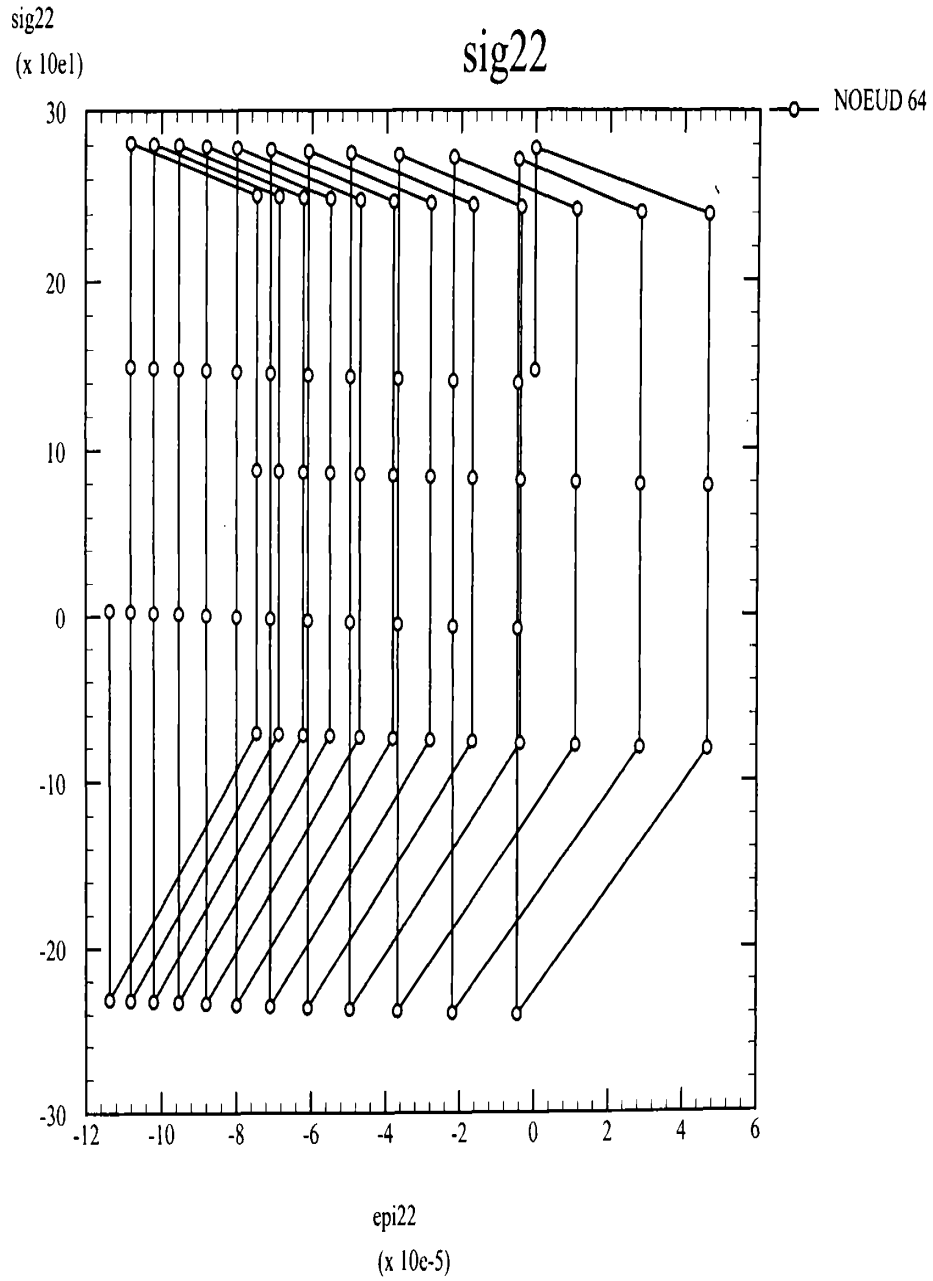


Fig.A.8.37

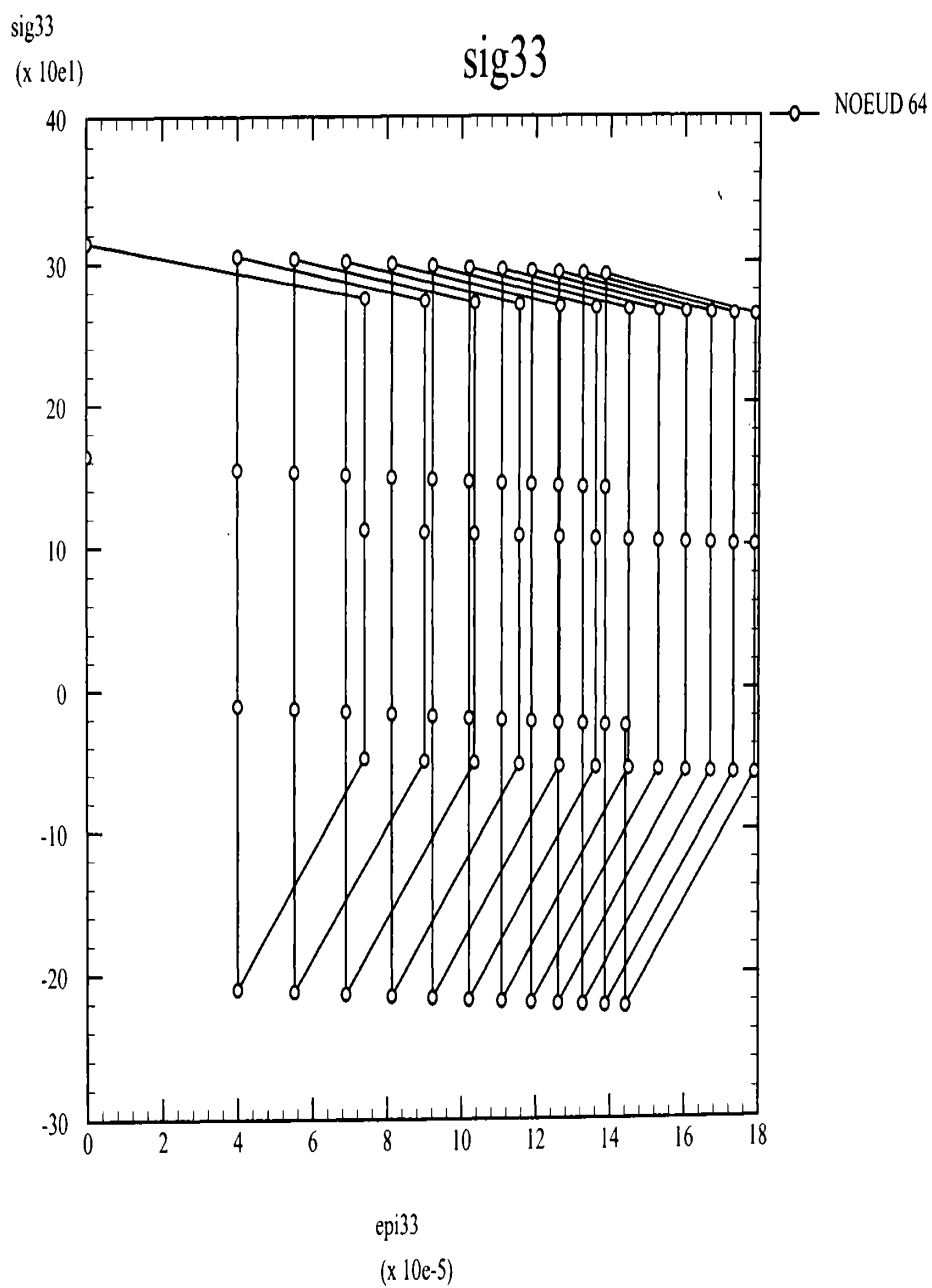


Fig.A.8.38

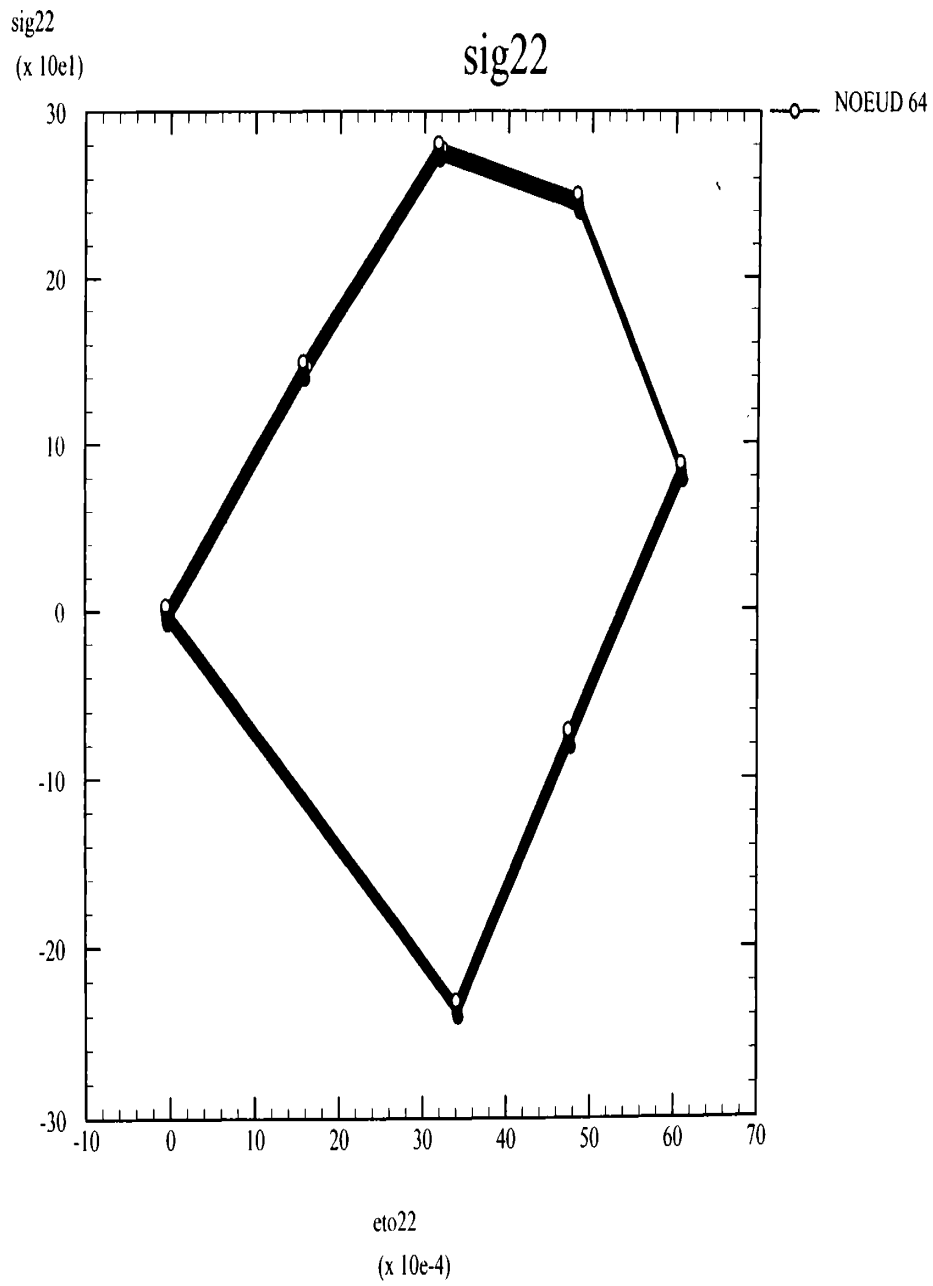


Fig.A.8.39

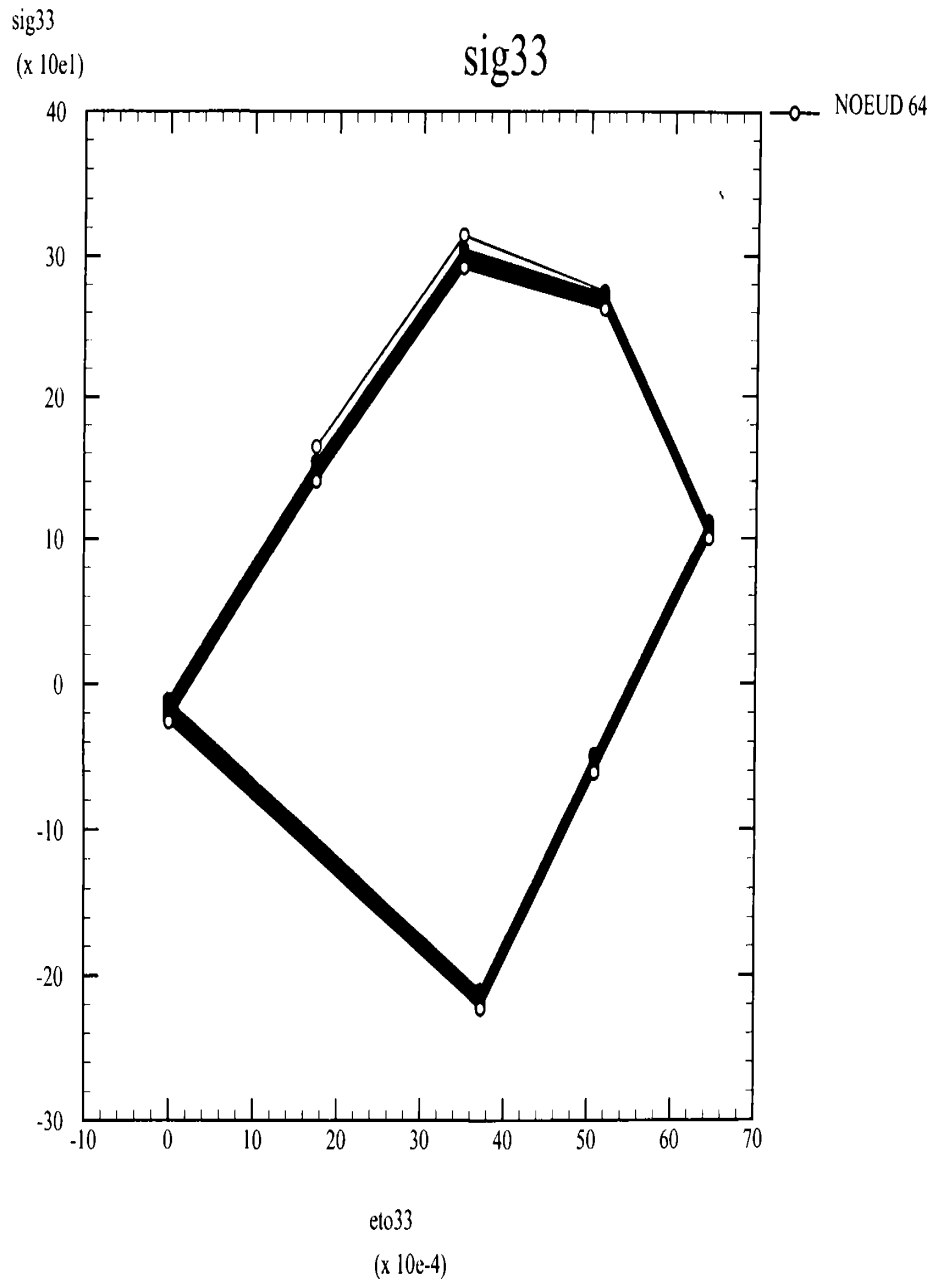


Fig.A.8.40

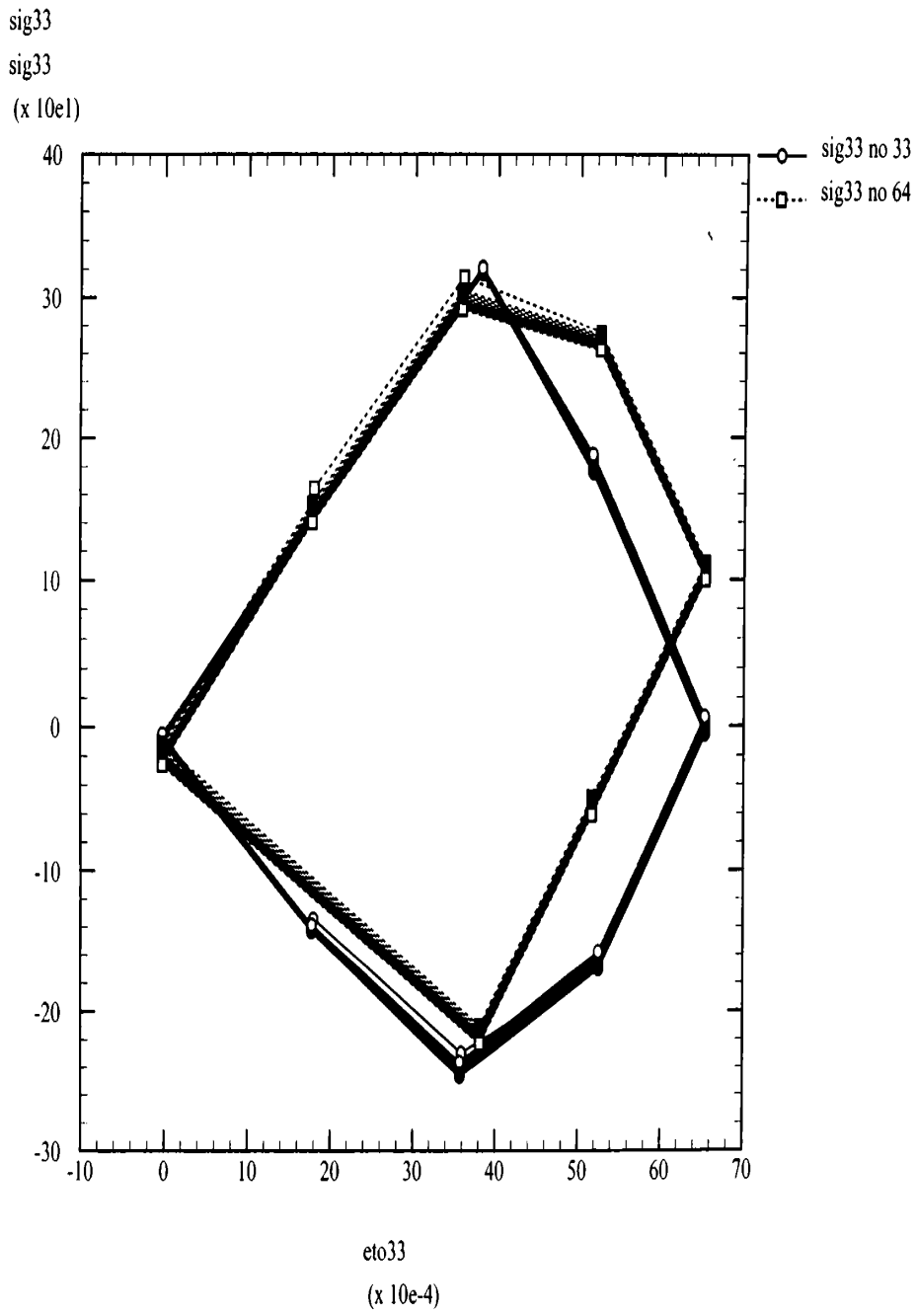


Fig.A.8.41

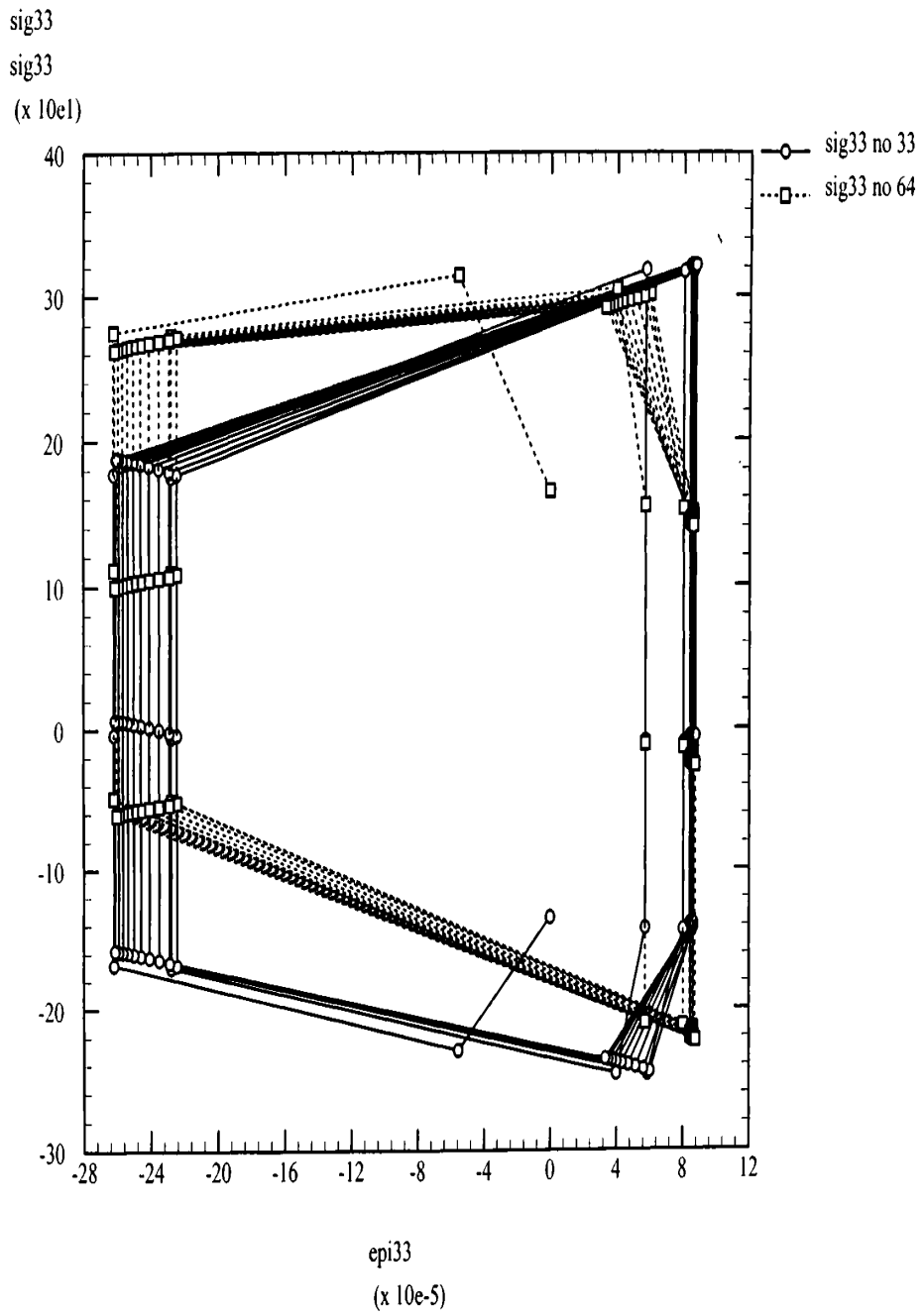


Fig.A.8.42